

**ÉCOLE DOCTORALE EMSTU**

**THÈSE** présentée par :

**Hassan ALDROE**

soutenue le : 26 octobre 2012

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'université François - Rabelais**

Discipline/ Spécialité : Mécanique

|   |
|---|
| <p><b>CONTRIBUTION AU DEVELOPPEMENT DES<br/>TECHNIQUES DE « MARKER-BANDS » EN FATIGUE</b></p> |
|---|

**THÈSE dirigée par :**

Mr RANGANATHAN Naryanaswami

**Professeur, Université de Tours**

**Co-Encadrements :**

Mr TOUGUI Abdellah

Mr LACROIX Florian

**Enseignant Chercheur, Université de Tours**

**Enseignant Chercheur, Université de Tours**

**RAPPORTEURS :**

Mr HENAFF Gilbert

Mr NADOT Yves

**Professeur, ENSMA-Poitiers**

**Professeur, ENSMA-Poitiers**

---

**JURY :**

Mr HENAFF Gilbert

Mr NADOT Yves

Mr RANGANATHAN Naryanaswami

Mr SORET Jean-Claude

**Professeur, ENSMA-Poitiers**

**Professeur, ENSMA-Poitiers**

**Professeur, Université de Tours**

**Professeur, Université de Tours**

Je dédicace ce travail ..

à ma mère, mon père, frères et sœurs, pour tous les bons vœux de réussite

à mon épouse et mes quatre filles pour la patience

à tous mes proches, pour le soutien

## Remerciements

Je souhaite exprimer toute mes remerciements, ma reconnaissance et ma gratitude à Monsieur le Professeur N. Ranganathan pour avoir dirigé ma thèse et m'avoir accompagné pendant toutes ces années de travail.

Je remercie également Monsieur A. Tougui et Monsieur F. Lacroix pour leur aide.

Mes remerciement vont aussi à Messieurs le Professeurs G. Henaff et Y. Nadot de m'avoir fait l'honneur d'avoir accepté de rapporter cette thèse, ainsi que Monsieur le Professeur JC Soret pour avoir accepté d'être examinateur et de participer dans le Jury de thèse.

Je remercie également toute l'équipe du LMR et du CERMEL pour leur soutien et pour l'ambiance chaleureuse de collaboration, notamment, Monsieur P Meroz et JL Poisson et Madame MP Deffarges.

Je tiens à remercier tous les services administratifs et techniques de l'université Francois-Rabelais de Tours pour leur soutien pendant mon travail de thèse, ainsi qu'à l'école doctorale, à l'école polytechnique, aux techniciens d'informatique, aux ateliers de mécanique du laboratoire et au service métallisation de CHU Bretonneau ( un grand merci à Monsieur P.Y. Sizaret).

Finalement, Je tiens de remercier tous ceux qu'étaient à mon côté dans tous les moments difficiles qu'on a passé ces derniers années.

## Résumé

### Développement des Cycles Marqueurs de Fatigue

Les surfaces de rupture par fatigue peuvent représenter les aspects complexes en fonction de: type de matériau, le mécanisme de condition de sollicitations mécaniques, environnement ambiant etc.

Dans le cadre des chargements complexes ou variables les surfaces de rupture sont encore plus difficiles à analyser, car de telles sollicitations peuvent engendrer les changements de mécanismes dans certains matériaux.

Dans le cadre de changements variables, l'une des questions importantes est la connaissance de la vitesse de croissance des fissures.

Des techniques actuelles de mesures de vitesse font appel aux mesures optiques ou aux mesures indirectes de mesures de la cinétique de croissance de fissures.

Une méthode élégante consiste à faire des cycles marqueurs qui permettent de laisser une marque sur la surface de rupture que l'on ensuite identifier par analyse au microscope à balayage.

A cette fin on peut utiliser : - les petites surcharges, les sous charges, les cycles en dessous du seuil de non propagation, un changement de température etc.

Le but de travail de thèse serait de développer les cycles marqueurs sur trois matériaux: un alliage d'aluminium, un acier et un caoutchouc synthétique.

L'idée étant de développer des cycles de marquage sans modifier le cinétique de propagation.

Les essais comparatifs de fissuration seront menés avec ou sans cycles de marquage pour vérifier cette hypothèse.

Le travail expérimental sera effectué au LMR (machine de fatigue) ainsi que l'analyse MEB.

Mots clés :

Fatigue des Matériaux, Vitesse de Propagation de Fissure, Durée de Vie.



# Abstract

The fracture surfaces of fatigue can represent complex aspects according to: type of material, provided mechanism of mechanical stresses, ambient environment, etc. Under complex loadings or variable ones, fracture surfaces are more difficult to analyze because such changes can cause change in mechanisms in certain materials. Under variable amplitudes, one of the important issues is the knowledge of the crack growth rate.

Current techniques involve optical measurements or indirect ones that measures the kinetics of crack growth.

An elegant method is to generate marker bands that can leave a mark on the fracture surface which is then identified by scanning electron microscope analysis.

For this purpose one can use: - small overload, under load, cycles below the threshold, a change of temperature, etc.

The aim of this thesis is to develop the technique of marker bands on three materials: an aluminum alloy, steel and synthetic rubber.

The idea is to develop this technique without changing the propagation kinetics. The experiments will be conducted by fatigue cracking with or without marking marker bands to test this hypothesis.

The experimental work has been carried out in LMR laboratory.

Key words: Fatigue of Materials, Crack Growth Rate, Life Cycle.

# Table des matières

|  |    |
|--|----|
| Remerciements .....  | 3  |
| Résumé .....   | 4  |
| Abstract .....   | 5  |
| Table des matières .....   | 6  |
| Introduction .....   | 10 |
| 1ère Partie .. Etat de l'Art.....  | 12 |
| 1.1 Généralités fatigue.....   | 13 |
| 1.2 Généralités.....   | 14 |
| 1.2.1 Courbe relation contrainte / durée de vie .....                                    | 14 |
| 1.2.2 Représentation analytique de la courbe de Wöhler .....                             | 16 |
| 1.2.3 Fatigue Oligocyclique : .....  | 16 |
| 1.3 Fissuration par fatigue : .....  | 18 |
| 1.3.1 Vitesse de fissuration : .....   | 18 |
| 1.3.2 Chargement d'amplitude constante : .....   | 19 |
| 1.3.3 Facteurs influençant la propagation de la fissure de fatigue : .....               | 21 |
| 1.3.3.1 Influence du rapport de charge .....   | 21 |
| 1.3.3.2 Influence de l'environnement.....  | 25 |
| 1.4 Mécanismes de fissuration .....  | 29 |
| 1.4.1 Amorçage et propagation de fissures de fatigue .....                               | 29 |
| 1.4.1.1 Amorçage de fissures de fatigue .....  | 29 |
| 1.4.1.2 Propagation de fissures de fatigue.....  | 33 |
| 1.5 Facies de rupture : .....  | 35 |
| 1.5.1 Faciès cristallographiques (glissement planaire).....                              | 35 |
| 1.5.2 Faciès associés aux glissements multiples .....                                    | 35 |
| 1.5.2.1 Quasi-clivage.....   | 36 |
| 1.5.2.2 Stries.....  | 37 |
| 1-5-2-3 Cupules.....   | 42 |
| 1-5-2-4 : D'autres types de faciès marquages associés à la fissuration par fatigue ..... | 42 |
| 1-6 : les effets des interactions - Surcharge et Sous charge .....                       | 45 |
| 1.6-1 l'effet d'une surcharge : .....  | 45 |
| 1.6.2 L'effet d'une sous charge .....  | 47 |
| 1.7 Suivi de fissuration : .....   | 51 |

|  |     |
|--|-----|
| 1.7.1 Mesure Optique .....   | 51  |
| 1.7.2 Mesure par Courants de Foucault.....                                   | 51  |
| 1.7.3 Mesure par Jauges de Fissuration.....                                  | 51  |
| 1.7.4 Mesure par Ultrasons .....   | 51  |
| 1.7.5 Mesures de potentiel.....  | 52  |
| 1.7.6 Cycles marqueurs : .....   | 52  |
| Conclusion.....  | 54  |
| 2ème Partie .. Matériaux et Conditions Expérimentales .....                  | 55  |
| 2.1 Matériaux et Eprouvettes .....   | 57  |
| 2.1.1 L'Acier : Acier 708 M 20.....  | 57  |
| 2.1.2 Les alliages d'aluminium .....   | 57  |
| 2.1.2.1 L'alliage 7449 .....   | 57  |
| 2.1.2.2 Aluminium 2024 T 351 .....   | 58  |
| 2.1.3 Les Elastomères.....   | 59  |
| 2.1.4 Eprouvettes.....   | 60  |
| 2.3 Conditions d'essais.....   | 63  |
| 2.3.1 Calcul des forces à appliquer .....                                    | 63  |
| 2.3.1.1 Eprouvette Compact-Tension (CT) .....                                | 63  |
| 2.3.1.2 Eprouvette à entaille latérale .....                                 | 65  |
| 2.3.2 Les cycles Marqueurs :.....  | 66  |
| 2.3.3 Essais sur les caoutchoucs.....  | 68  |
| 3ème Partie.. RESULTATS EXPERIMENTAUX .....                                  | 71  |
| 3.1 Acier 708 M 20 .....   | 73  |
| 3.1.1 Essais sans Marker bands.....  | 73  |
| 3.1.2 Essais avec Marker bands. ....   | 74  |
| 3.1.3 Observation des cycles marqueurs .....                                 | 79  |
| 3.2 Alliage 7449 T7951.....  | 83  |
| 3.3 Caoutchoucs .....  | 85  |
| 4ème Partie .. ANALYSE ET DISCUSSION.....                                    | 96  |
| 4.1 Analyse des cycles marqueurs dans des éprouvettes du laboratoire : ..... | 98  |
| 4.1.1 Essai de surcharges.....   | 98  |
| 4.1.2 Cas de l'alliage Al-li .....   | 105 |
| 4.1.3 Essai de fissuration sous spectre de charge .....                      | 110 |
| 4.2 Fissuration au niveau d'une entaille mécanique .....                     | 115 |

|   |     |
|---|-----|
| 4.3 Essais de marquage dans le caoutchouc CR29..... | 130 |
| 4.3.1 Essai à bloc programmé .....                  | 130 |
| 4.3.2 Essai de traction-torsion alternée .....      | 133 |
| Conclusion & Perspectives .....                     | 137 |
| Conclusions .....                                   | 138 |
| Perspectives .....                                  | 139 |
| Résumé .....  | 144 |
| Abstract .....                                      | 145 |



# Introduction

Les techniques de marker-bands permettent de marquer le front de fissure d'une manière régulière, et ces marques par la suite, typiquement sous un microscope électronique à balayage, permettent de déterminer la cinétique de fissuration. Cette méthode est utilisée, par exemple, pour le suivi de fissure dans un milieu corrosif où les méthodes classiques de suivi de fissures ne peuvent pas être utilisées.

Dans cette thèse, nous faisons une étude systématique de l'utilisation de la technique de marker-band dans trois matériaux : un acier faiblement allié, deux alliages d'aluminium et des caoutchoucs synthétiques.

La technique consiste à application d'une sollicitation mécanique contenant soit des variations de niveau ou une suite de surcharge-sous charge, par rapport au chargement de référence.

La surface de rupture après rupture est analysée dans un microscope à balayage pour visualiser les marques.

En mesurant la distance entre les marques et connaissant le nombre de cycles de base, on déduit la vitesse fissuration.

L'innocuité de cette technique est d'abord vérifiée dans un acier structural où on montre que la méthode utilisée conduit à la même relation entre la vitesse de fissuration et l'amplitude du  $\Delta K$ , le facteur d'intensité de contrainte.

La difficulté de cette technique dans le cas des caoutchoucs synthétiques est démontrée.

Dans la partie finale de la thèse, les éprouvettes du laboratoire sont analysées pour discuter sur les différents types de marquages détectés.

L'application de cette technique est ensuite testée sur l'amorçage de fissure à fond d'une entaille dans un alliage d'aluminium. Il est montré que dans certaines conditions, la période d'amorçage peut être négligeable et que toute la durée de vie correspondrait à la propagation d'une fissure.

En conclusion cette étude traite l'application de la méthode de marquages par sollicitation mécanique sur plusieurs matériaux. Les possibilités de la méthode semblent plus importantes dans les métaux que dans les caoutchoucs.

Les possibles développements futurs sont présentés dans les perspectives.

## 1ère Partie .. Etat de l'Art



## 1.1 Généralités fatigue

La fatigue est un phénomène de dégradation de la résistance d'un matériau sous l'action répétée de sollicitations. Plus particulièrement, la fatigue mécanique est la réduction de la résistance sous l'effet de sollicitations mécaniques combinées à d'autres paramètres tels que la température, le milieu ambiant, la fréquence de sollicitation, la dissipation intrinsèque du matériau, etc. La rupture d'une pièce en fatigue a lieu même si l'amplitude de sollicitation est bien inférieure à la charge à la rupture du matériau ou de la limite d'élasticité. D'une manière générale, l'action répétée des contraintes provoque un endommagement local qui, à terme, conduit à la rupture totale du la pièce [1].

Dans les matériaux métalliques, elle commence par une déformation plastique localisée sans plastification de toute la structure, tout d'abord autour de défauts, à fond d'une entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée.

Dans la pratique, la fatigue des matériaux est abordée de deux façons différentes, à savoir : le relevé de courbes de Wöhler et la mesure de la vitesse de fissuration. La première de ces méthodes est la plus utilisée, car elle permet de déterminer une limite d'endurance en dessous de laquelle le matériau est, en principe, à l'abri des ruptures de fatigue. Néanmoins, les expériences industrielles montrent que dans des pièces en service, il peut exister des défauts, à partir desquels une fissure peut se propager et provoquer la ruine de la pièce, même si la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'endurance. Par conséquent, l'essai d'endurance ne suffit pas toujours à caractériser la résistance à la fatigue d'un matériau. Il est donc essentiel de lui adjoindre une deuxième méthode étudiant la propagation de fissure et permettant ainsi d'évaluer de façon précise la durée de vie résiduelle d'une pièce en service. Cette deuxième approche s'appuie sur le concept de tolérance au dommage qui considère que les structures contiennent des défauts de type fissure, dont la présence est souvent inévitable car inhérente aux procédés de fabrication des composants, qu'il s'agit de dimensionner en veillant à ce que les défauts n'atteignent pas la taille critique conduisant à la rupture brutale. Ce type d'approche est plus couramment utilisé à l'aéronautique.

## 1.2 Généralités

### 1.2.1 Courbe relation contrainte / durée de vie

Lorsqu'un matériau est soumis un grand nombre de fois à des amplitudes de contraintes cycliques, pour des niveaux de contrainte bien inférieurs à sa limite d'élasticité, l'endommagement par fatigue apparaît. La courbe donnant la durée de vie exprimée en nombre de cycles à rupture NR, portée en abscisse, en fonction de l'amplitude de la contrainte est appelée courbe de Wöhler ou courbe d'endurance (Figure I-1). Il est nécessaire de préciser que les études de Wöhler concernent les essais en flexion alternée, donc à  $R = -1$ . Elle est déterminée à partir d'un lot d'éprouvettes où chacune est soumise à un effort périodique d'amplitude maximale  $\Delta\sigma$  et de fréquence constante, la rupture se produisant au bout d'un nombre de cycles NR. A chaque éprouvette correspond un point du plan  $(\Delta\sigma, NR)$ . D'après la Figure I-1, la rupture est atteinte après un nombre de cycles qui croît quand la contrainte décroît. Les résultats des essais de fatigue sont répartis de façon statistique, de telle sorte que l'on puisse définir des courbes correspondant à des probabilités de rupture données selon l'amplitude de contrainte et le nombre de cycles.

Les essais classiques de détermination d'une courbe de Wöhler donnent une information globale sur l'endurance d'un matériau : amorçage d'une fissure de fatigue et sa propagation jusqu'à la rupture. Cette courbe peut généralement être décomposée en deux zones distinctes :  
Zone I : Zone de fatigue ou d'endurance limitée, où la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît lorsque la contrainte décroît (compris entre 10<sup>5</sup> à 10<sup>7</sup> cycles environ). Cette zone peut être considérée comme linéaire en échelle semi logarithmique;

Zone II : Zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte, pour laquelle la rupture ne se produit pas après un nombre donné de cycles (10<sup>7</sup> et même 10<sup>8</sup>), supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce.

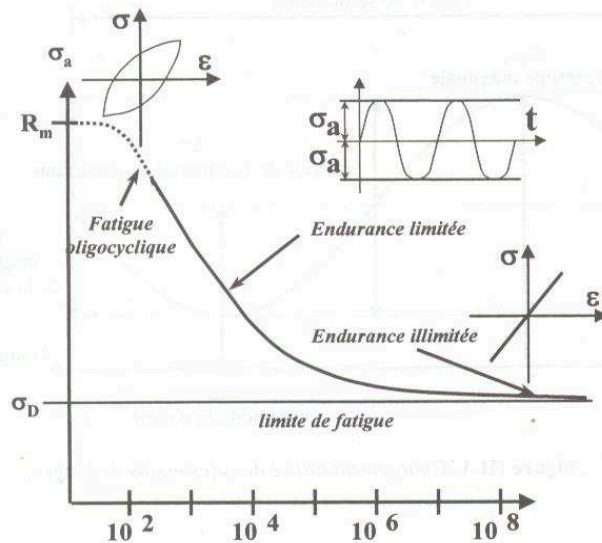


Figure I-1 : Diagramme d'endurance ou courbe de Wöhler.

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique horizontale à la courbe de Wöhler : l'asymptote étant appelée limite d'endurance ou limite de fatigue et notée  $\sigma_D$ . Par contre, dans certains cas, par exemple lorsqu'il y a simultanément fatigue et corrosion, il ne semble pas y avoir d'asymptote horizontale ou dans les matériaux CFC (Cubique à Faces Centrées). On définit alors une limite conventionnelle d'endurance comme la valeur de la contrainte maximale qui ne conduit pas à la rupture avant un nombre de cycles fixé (par exemple 107 cycles) [12].

Dans certains cas, les courbes de Wöhler sont représentées en fonction du nombre de cycles à l'amorçage. L'amorçage étant défini à partir de la création d'une fissure de dimensions détectables ;

Les courbes de Wöhler sont parfois déterminées à partir d'essais sur éprouvettes entaillées. La limite d'endurance diminue alors en fonction de la sévérité de l'entaille (lorsque  $K_t$  augmente).

La notion de limite d'endurance est relative et non absolue ; sa définition dépend du problème traité ; par exemple, les limites d'endurance en traction et en torsion alternées sont différentes. Aujourd'hui, avec l'introduction du domaine de la fatigue giga cyclique, la notion même de la limite d'endurance est remise en question, car les ruptures par fatigue à 108 voir 109 cycles peuvent être observées [3].

### 1.2.2 Représentation analytique de la courbe de Wöhler

Diverses expressions ont été proposées depuis les deux siècles derniers pour rendre compte de la forme de la courbe de Wöhler [1]. La plus ancienne proposée par Wöhler lui-même en 1870, s'écrit :

$$\text{Log } N_R = a - b\sigma \quad \text{--(eq1-1)}$$

Où  $a$  et  $b$  sont des constantes déterminées expérimentalement.

Puis, Basquin a proposé en 1910 une relation de la forme :

$$\text{Log } N_R = a - b \log \sigma \quad \text{--(eq1-2)}$$

Soit encore :

$$N_R \sigma^b = A \quad \text{--(eq1-3)}$$

Ces relations assimilent la zone II à une droite (endurance limitée) qui ne tend pas vers une limite  $\sigma_D$  lorsque  $N_R$  augmente pour décrire la zone III. Pour rendre compte de la courbure et de l'asymptote horizontale (limite d'endurance), Stromeier a proposé en 1914 :

$$\text{Log } N_R = a - b \log (\sigma - \sigma_D) \quad \text{--(eq1-4)}$$

Ou encore :

$$N_R (\sigma - \sigma_D)^n = A \quad \text{--(eq1-5)}$$

Avec  $n$  généralement compris entre 1 et 2. Puis, Bastenaire a proposé en 1971 :

$$(N_R + B)(\sigma - \sigma_D) e^{[A(\sigma - \sigma_D)]} = C \quad \text{--(eq1-6)}$$

Avec  $A$ ,  $B$  et  $C$  des constantes déterminées à partir de données expérimentales.

### 1.2.3 Fatigue Oligocyclique :

Zone de fatigue plastique oligocyclique, qui correspond aux contraintes les plus élevées, supérieures à la limite d'élasticité  $\sigma_E$  du matériau. La rupture survient après un très petit nombre de cycles variant généralement de  $\frac{1}{4}$  de cycle à environ 104 à 105 cycles.

Dans cette zone, on observe très rapidement une déformation plastique importante suivie d'une rupture de l'éprouvette [4].

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, la durée de vie est exprimée en termes de l'amplitude de la déformation plastique :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_R)^c \quad \text{--(eq1-7)}$$

Sachant que la déformation totale peut être exprimée comme étant la somme de la déformation élastique et plastique, soit

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad \text{--(eq1-8)}$$

On peut ainsi combiner les lois de Basquin (domaine élastique) et la loi de Manson coffin, à savoir,

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad \text{--(eq1-9)}$$

Avec  $\sigma_f'$  le coefficient de résistance à la fatigue,  $\varepsilon_f'$  le coefficient de ductilité en fatigue, b et c les exposants de Basquin et de la loi de Manson-Coffin [4]

## 1.3 Fissuration par fatigue :

### 1.3.1 Vitesse de fissuration :

Dans le chemin de la mécanique linéaire élastique de la rupture, l'effet d'une fissure est pris en compte par le facteur d'intensité de contrainte. Pour le mode I de fissuration les relations entre le champ élastique au voisinage de la fissure est déterminé par:

Dans le cas de sollicitations en mode I, comme par exemple le cas d'une plaque contenant une fissure soumise à une sollicitation monotone, en traction perpendiculaire au plan de fissure, on peut exprimer l'état de contrainte au voisinage de la tête de la fissure par ces expressions [4,5] :

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \theta \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad \text{--(eq1-10)}$$

$r$  et  $\theta$  : représentent les coordonnées polaires d'un point près de la fissure.

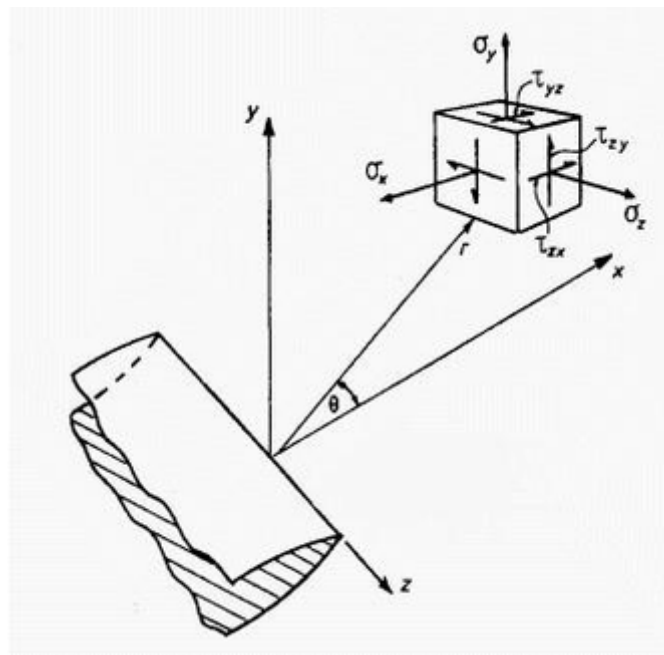


Figure I-2

Dans le cas d'une plaque infinie une fissure de taille  $2a$ , le facteur  $K_I$  est donné par :

$$K_I = \sigma_{\infty} \sqrt{\pi a} \quad \text{--(eq1-11a)}$$

$a$  : étant la demi-longueur de la fissure.

L'introduction des concepts de la mécanique de la rupture a permis la description quantitative de l'évolution de la vitesse de fissuration en fatigue,  $da/dN$  (qui représente l'avancement d'une fissure par cycle) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$ . Dans le cas d'une sollicitation en fatigue, le facteur d'intensité de contrainte est donné par :

Dans le cas d'un chargement alterné en fatigue entre  $\sigma_{\max}$  et  $\sigma_{\min}$ , on peut également définir l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte cyclique  $\Delta K$  par

$$\Delta K = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \sqrt{\pi a} \quad \text{--(eq1-11b)}$$

### 1.3.2 Chargement d'amplitude constante :

La résistance à la fissuration par fatigue est, en général, représentée sous la forme de la courbe

$\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$  tracée en axe bi-logarithmique :

$\frac{da}{dN}$  est la vitesse de propagation

$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$  est l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte (pour une plaque infinie avec une fissure centrale de longueur de  $2a$ )

Où  $a$  = longueur de la fissure

$N$  = nombre de cycles de contraintes appliquées

$\Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$  avec  $\sigma$  = contrainte appliquée

La courbe de fissuration ainsi obtenue présente une évolution caractéristique faisant apparaître trois domaines de fissuration.

Domaine A : Représentent les basses vitesses de fissuration, pour les alliages d'aluminium, ce domaine correspond aux vitesses inférieures à  $10^{-6}$  mm/cycle. Lorsque la valeur de  $\Delta K$

diminue, la vitesse de propagation décroît rapidement. Il existe un seuil de fissuration  $\Delta K_S$ , en dessous duquel la propagation de la fissure est difficile à détecter .

$$\text{Pour } \Delta K < \Delta K_S \dots\dots da/dN=0 \quad \text{--(eq1-12)}$$

Domaine B : Ce stade est caractérisé par une relation linéaire entre  $\log da/dN$  et  $\log \Delta K$ . la propagation peut être exprimée par la relation appelée Loi de PARIS [6] :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \text{--(eq1-13)}$$

Où C=une constante dépendante du rapport de charge R, du matériau et de l'environnement,

m = une constante appelée exposant de PARIS

Domaine C : Dans ce domaine, la fissure se propage rapidement. Le niveau de sollicitation approche de la condition de rupture statique, caractérisée par  $K_{max} = K_c$ , ou  $K_c$  représente le facteur d'intensité de contrainte critique à la rupture.

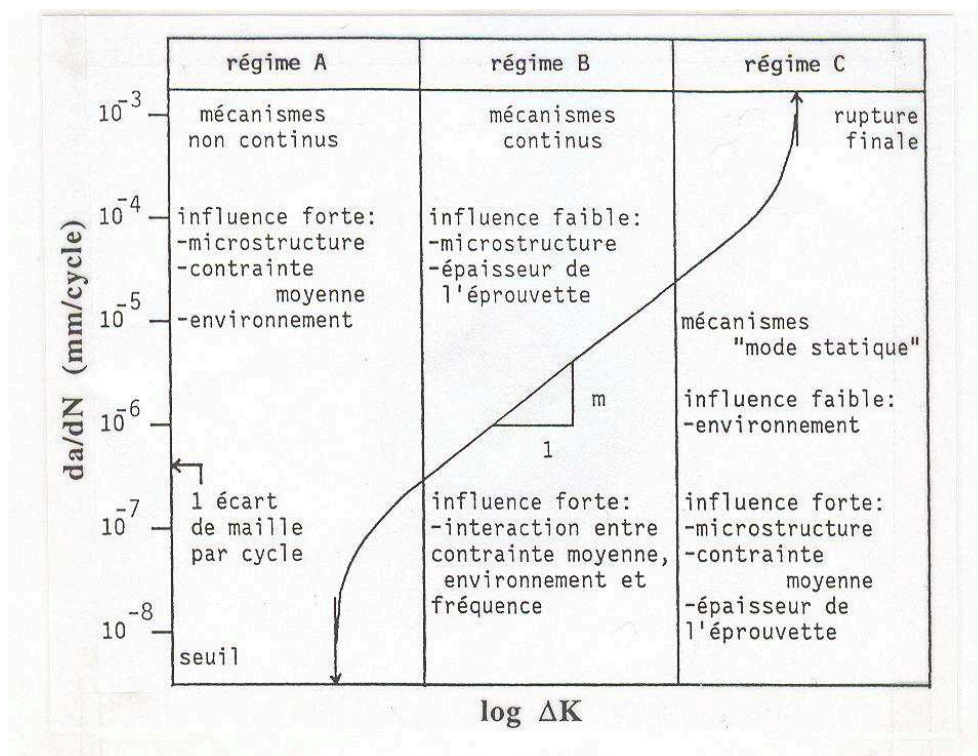


Figure I-3:Différents domaines de fissuration par fatigue d'après RITCHIE[7]



### 1.3.3 Facteurs influençant la propagation de la fissure de fatigue :

Divers paramètres mécaniques et microstructuraux gouvernent la propagation des fissures de fatigue. Leur influence est plus ou moins importante suivant le domaine de fissuration étudié et parfois deux paramètres (ou plus) peuvent interagir.

Ces paramètres peuvent se regrouper en deux catégories : les paramètres intrinsèques (microstructures, comportement elasto-plastique etc.) et extrinsèques (rapport de charge et environnement)

Dans ce chapitre, nous allons présenter brièvement des études sur l'influence des paramètres extrinsèques.

#### 1.3.3.1 Influence du rapport de charge

L'augmentation du rapport de charge  $R$  décale les courbes de fissuration vers la gauche. Autrement dit, la résistance à la fissuration est plus faible quand un matériau est sollicité à un  $R$  plus élevé.

Cette influence est très importante dans le domaine A, ce qui se traduit par la diminution de valeur de  $\Delta K_S$  quand  $R$  augmente. L'évaluation de  $\Delta K_S$  en fonction de  $R$  est proposée par KLESNIL et LUKAS [8] sous la forme :

$$\Delta K_S = (1+R)^\gamma \Delta K_0 \quad \text{--(eq1-14)}$$

Où  $\Delta K_0$  est la valeur de  $\Delta K_S$  pour  $R=0$

$\gamma$  est une constante dépendant du matériau et de l'environnement.

La valeur de  $\gamma$  dans l'air varie de 0.53 à 1 ( $\gamma = 0.53$  pour l'alliage A5083 et  $\gamma = 1$  pour l'alliage 7075 T651).

Sous vide, la valeur de  $\Delta K_S$ , peu dépendante du  $R$ , signifie que  $\gamma$  est presque nulle [9].

L'effet du rapport  $R$  est principalement attribué au phénomène de fermeture mis en évidence expérimentalement par ELBER [10]. Il a constaté qu'une fissure de fatigue, sollicitée en Mode I, peut rester fermée pendant une partie du cycle de chargement et a considéré qu'une fissure ne peut avancer que lorsqu'elle est complètement ouverte. La prise en compte de

phénomène de fermeture revient à évaluer la partie du cycle de chargement contribuant effectivement à la propagation de la fissure, d'où le terme  $\Delta K_{eff}$ , défini par :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{ouv} \quad \text{--(eq1-15)}$$

Où  $K_{ouv}$  est le facteur d'intensité de contrainte nécessaire pour ouvrir totalement la fissure.

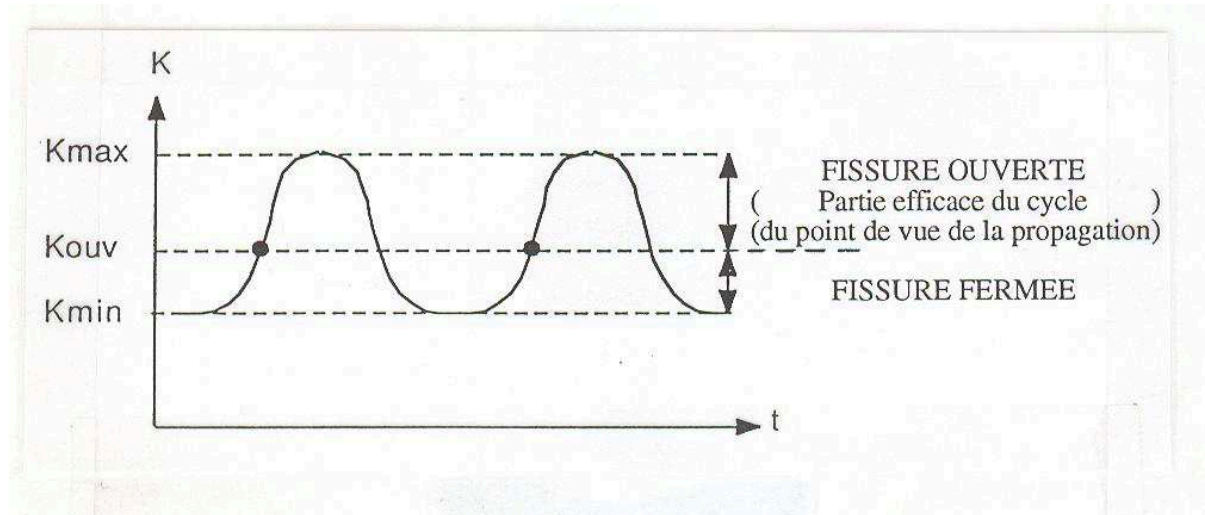


Figure I-4: Définition de la fermeture selon ELBER.

Lorsqu'on exprime l'évolution de  $da/dN$  en fonction de  $\Delta K_{eff}$ , l'effet du rapport de R s'estompe [9,11].

L'effet de fermeture est exprimé en terme du facteur d'efficacité  $U_E$  (d'après ELBER), donné par :

$$U_E = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = f(R) \quad \text{--(eq1-16)}$$

Ce paramètre  $U_E$  a fait l'objet de nombreuses études, théorique ou expérimentales. Selon ELBER,  $U_E$  ne dépend que du rapport R, mais d'autres études conduisent à des relations plus compliquées.

Les relations ci-dessous, représentent  $U_E$  ® pour l'alliage 2024 T351 seul. En général, la fonction  $U_E$  est présentée sous la forme d'un polynôme d'ordre 1 à 3. Toutefois, pour un rapport R donné, le niveau d'ouverture varie avec le facteur d'intensité de contrainte ( $K_{max}$ ).

BENGUEDIAB [11] a montré que dans le cas de l'alliage 2024 T351, en déformation plane, le rapport  $K_{Ic}/K_{max}$  ne devient constant que lorsque  $K_{max}$  dépasse une valeur critique de  $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , les valeurs de  $U_E$  sont données par les formules suivantes :

1°) Pour  $10 < K_{max} \leq 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

$$U_E = A K_{max} + B * R \quad \text{--(eq1-17)}$$

Avec  $A=0.053$

$B = 0.09$  à  $0.10$  pour  $R \geq 0.33$

$B = 0.03$  pour  $R \leq 0.1$

2°) Pour  $K_{max} \geq 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

$$U_E = \frac{1 - C_1}{1 - R} \quad \text{avec} \quad C_1 = \frac{K_{op}}{K_{max}} \quad \text{--(eq1-18)}$$

Pour  $R=0.1$  on a  $C_1=0.3$

$R=0.5$                        $C_1=0.5$

$R=0.7$                        $C_1=0.7$

En contrainte plane, ELBER et SCHIJVE [12] ont établi les formules suivantes :

ELBER :  $U_E = 0.5 + 0.4 R$                       pour  $-0.1 < R < 0.7$

SCHIJVE :  $U_E = 0.55 + 0.35 R + 0.1 R^2$       pour  $-1 < R < 1$

D'autre part, de nombreuses études ont fait apparaître plusieurs causes principales de fermeture.

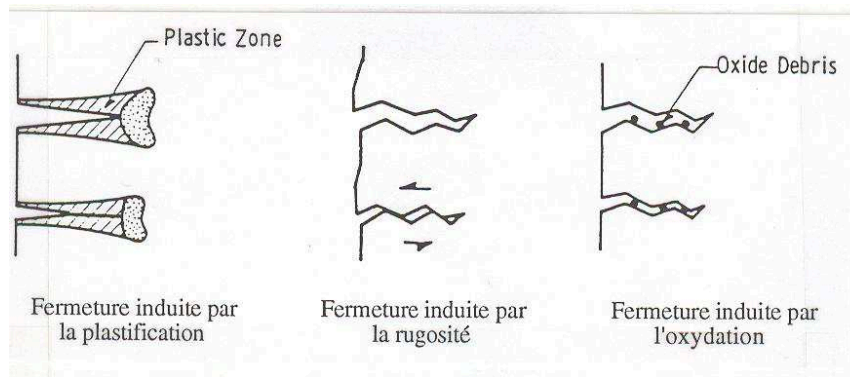


Figure I-5: Représentation schématisée des différents mécanismes de fermeture.

La fermeture induite par la plastification :

ELBER a attribué le phénomène de fermeture aux contraintes résiduelles en compression dans le sillage plastifié le long de la fissure. Cette contrainte maintient le contact entre les lèvres de la fissure pendant une partie du cycle de chargement. Cette cause de fermeture est prédominante aux valeurs élevées de  $K$  et en contrainte plane.

Dans des conditions de déformation plane telles que celles rencontrées au voisinage de seuil certains résultats montrent que la fermeture induite par la plasticité est moins importante.

La fermeture induite par la rugosité :

Cette cause de fermeture est due au profil de fissure tortueux et à l'apparition de multiples aspérités sur les surfaces rompues. Elle est prédominante aux faibles valeurs de  $\Delta K$ .

La fissuration dans le domaine A présente un profil de type cristallographique induit par la microstructure du matériau et par le mécanisme de fissuration monoplaire.

Aux faibles valeurs de  $\Delta K$ , le déplacement à fond de fissure (CTOD) peut avoir le l'ordre de grandeur que la taille des aspérités de la surface de rupture. DAVIDSON [13] a montré que dans ce régime, pour une fissure sollicitée en mode I, il peut exister un déplacement relatif latéral des lèvres de la fissure (mode II local). Ce déplacement latéral favorise donc le contact entre les deux lèvres de la fissure, réduisant ainsi de  $\Delta K_{eff}$ .

La fermeture induite par la rugosité est favorisée par:

Des tailles de zone plastique en pointe de fissure inférieures à la taille des grains,

Des tailles de grains élevées.

Des microstructures à participation cohérente induisant un mécanisme de glissement monoplaire responsable des phénomènes de déflexion et de branchement.

Des textures très prononcées, c'est-à-dire que les grains sont faiblement désorientés les uns par rapport aux autres, les joints de grains formant alors de mauvaises barrières au passage de dislocation,

La faible valeur du rapport de charge R et la valeur élevée du module élastique, responsables, à des faibles valeurs de CTOD.

### 1.3.2.2 Influence de l'environnement.

Des études antérieures montrent que, sous vide, les alliages d'aluminium, comme les aciers, présentent une meilleure résistance à la propagation de la fissure de fatigue, tout particulièrement au voisinage de seuil.

Des essais comparatifs, en atmosphère contrôlée et à l'air ambiant ont mis en évidence que la vapeur d'eau reste un élément actif conduisant à la dégradation de la résistance des métaux à température ambiante, dans le cas des alliages d'aluminium et quelques aciers. Ces études ont fait l'objet de plusieurs thèses à l'ENSMA de Poitiers dans le laboratoire de physique et mécanique des matériaux [14-18]

Plusieurs mécanismes sont associés à l'influence de l'environnement sur la propagation de la fissure de fatigue a étudié deux mécanismes qui jouent un rôle important dans la propagation de la fissure à l'air :

l'adsorption de la vapeur d'eau :

Une surface nouvellement créée par fatigue adsorbe la vapeur d'eau présent dans l'air ambiant. Cette adsorption conduit à une diminution de l'énergie de création de surface U par l'effet Rhebinder.

Ce mécanisme peut être écrit par une relation de WEERTMAN modifiée :

$$\frac{da}{dN} = A \frac{(\Delta K_{eff})^4}{\mu \sigma_c^2 U} \quad \text{--(eq1-19)}$$

Où  $\sigma_c$  = contrainte d'écoulement

$\mu$  = module de cisaillement

$U$  = énergie de création de surface unitaire.

Ainsi, l'augmentation de la vitesse de propagation de la fissure, dans le domaine  $da/dN$  supérieur ou égal à  $10^{-8}$  m/cycle, sous air par rapport à celle sous vide, dans les alliages légers, pouvait être expliquée par la diminution de l'énergie de création de surface unitaire ( $U$ ).

PETIT[9] et Henaff [19] a remarqué qu'en l'absence de l'effet de l'environnement (sous vide)  $\sigma$  et  $U_0$  sont des paramètres intrinsèques caractéristiques de la matrice de l'alliage. Pour les alliages d'aluminium, la valeur  $\mu$  reste pratiquement similaire ; le produit ( $\mu \sigma^2 U$ ) est donc le même pour tous les alliages d'aluminium.

La courbe de fissuration sous vide en fonction de  $\Delta K_{eff}$  représente donc la courbe de fissuration intrinsèque du matériau (absence de l'effet de l'environnement et de fermeture). Les courbes de fissuration intrinsèque en régime II des différents alliages d'aluminium se regroupent donc sur une seule droite dont la pente est égale à 4.

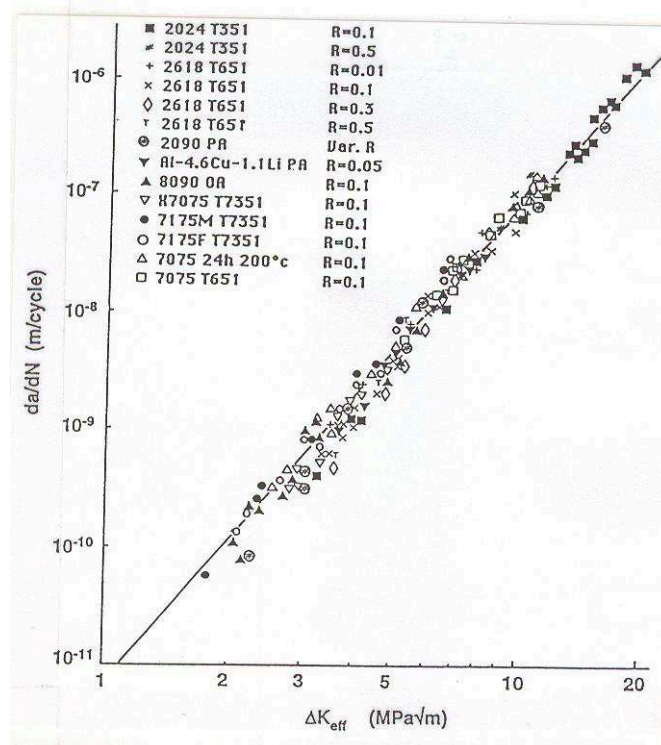


Figure I-6:– Courbes de fissuration intrinsèques en régime II des alliages d'aluminium.

## La fragilisation par l'hydrogène

La chimie sorption et la dissociation d'une molécule d'eau donnent lieu à la formation d'un ion  $H^+$ . Les dislocations, mises en mouvement par les sollicitations cycliques, drainent cet atome vers des sites tels que lacunes, inclusions, interface de précipitation et joints de grains, où il sera piégé. Ce processus aboutit à une fragilisation du matériau.

Selon PETIT [9] et ZEGHLOUL [20], la conjonction de trois conditions est nécessaire pour que la fragilisation des alliages légers ait lieu :

Une pression effective en pointe de fissure suffisante pour créer une mono-mouche instantanément absorbée,

Un temps suffisamment long pour que l'hydrogène puisse diffuser,

Une concentration en hydrogène assez élevée pour fragiliser le métal.

Pour les alliages d'aluminium, cet effet ne peut avoir lieu qu'en dessous d'une vitesse critique dont la valeur dépend de la masse atomique, de la fréquence, de la pression partielle en pointe de fissure et de la température.

En conclusion la courbe de fissuration à l'air ambiant apparaît comme le résultat de la superposition à la vitesse intrinsèque d'un effet d'adsorption et d'un effet de fragilisation par l'hydrogène.

$$5.10^{-8} \text{ m/cycle} < da/dN < 5.10^{-7} \text{ m/cycle}$$

Les courbes sous air et sous vide sont parallèles, de pente  $m=4$ . Elles peuvent être décrites par la relation de WEERTMAN ci-dessous. Le décalage de la courbe sous air par rapport à celle sous vide traduit la diminution de l'énergie de création de surface  $U$ .

$$* \quad 5.10^{-9} \text{ m/cycle} < da/dN < 5.10^{-8} \text{ m/cycle}$$

Le changement de pente représente l'entrée en action d'un processus de fragilisation par l'hydrogène, vraisemblablement favorisé par le passage d'une progression cycle par cycle à un régime d'avancée intermittente.

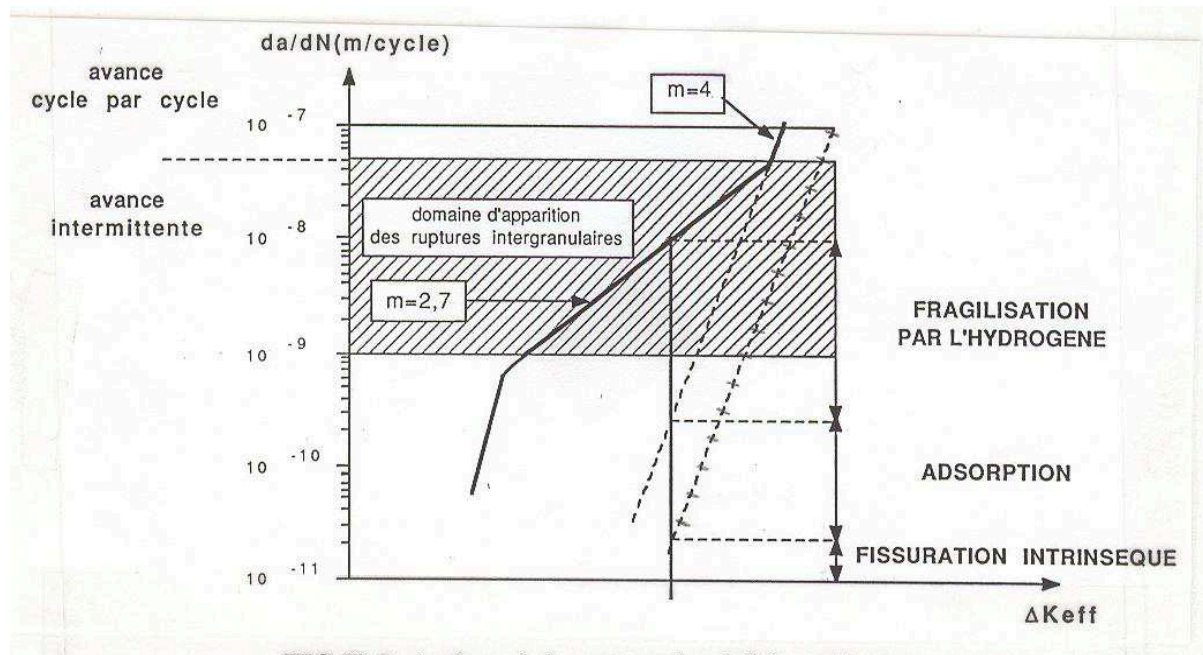


Figure I-7: Analyse de la propagation à l'air ambiant.

Cette analyse, basée sur le modèle de WEERTMAN [22], attribue l'effet de l'environnement à une diminution de l'énergie de création de surface.

On peut quand même noter que l'accroissement de la vitesse de propagation sous l'effet agressif de l'environnement peut être dû soit à la diminution de  $U$  ou de  $\sigma_c$  au produit  $U$  et  $\sigma_c$ . Il y a peu d'études dans la littérature qui permettent de confirmer ou de contredire cette hypothèse.

Selon l'étude de RANGANATHAN [23], l'effet d'environnement peut être associé à une évolution de  $U$  qui dépend du stade de fissuration. Dans le domaine de fissuration où la fissure avance cycle à cycle, la valeur de  $U$  est constante et indépendante de l'environnement. Dans ce domaine de basse vitesse où la fissure avance pas à pas, l'évolution de  $U$  dépend du nombre de cycles pour que la fissure traverse ce pas microscopique (qui dépend de l'environnement). Il a montré que l'on peut obtenir une relation entre  $da/dN$  et  $\Delta K^4/U$  indépendante de l'environnement.



## 1.4 Mécanismes de fissuration

L'application d'une charge cyclique (d'amplitude constante ou variable) à une pièce se traduit par l'apparition d'un dommage qui comprend deux phases. La première phase, dite d'amorçage, correspond à la formation, le plus souvent à la surface de la pièce à partir de bandes de glissement persistantes ou au droit d'inclusions, de microfissures et à leur propagation ; ces microfissures cheminent à travers quelques grains suivant des directions cristallographiques.

Elles apparaissent très tôt dans la durée de vie de la pièce. La deuxième phase correspond à la propagation lente d'une de ces fissures dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué, propagation qui se produit en général jusqu'à rupture de la pièce [23].

La proportion relative de stade d'amorçage et de propagation dépend de l'amplitude de la sollicitation, de la géométrie de la pièce, de la microstructure du matériau, de la température et de l'environnement. Cette division de la durée de vie est largement critiquée par Miller [24], car il s'appuie sur le principe qu'il y a toujours des microfissures dans le matériau. La durée de vie d'une éprouvette est alors décomposée en une étape de propagation des fissures «courtes» puis de propagation de la fissure principale «longue».

### 1.4.1 Amorçage et propagation de fissures de fatigue

La définition de l'amorçage d'une fissure reste l'une des principales difficultés. Celle-ci peut en fait être différente selon que l'on s'intéresse à l'évolution microstructurale du matériau ou que l'on considère l'apparition d'une microfissure.

#### 1.4.1.1 Amorçage de fissures de fatigue

Plusieurs définitions sont utilisées dans la littérature : variation de la rigidité de l'éprouvette, apparition d'une fissure de quelques microns, chute de la charge supportée par l'éprouvette. La phase d'amorçage est généralement constituée par la nucléation et la croissance de fissures «courtes» mais la longueur seuil de fissure à laquelle l'amorçage se produit manque de définition uniforme [24]. Plusieurs auteurs [25-27] pensent que la phase d'amorçage d'une fissure de fatigue est de durée négligeable et qu'il existe des « petites » fissures de taille comparable à celle d'un défaut microstructural. Ces fissures se manifestent dès les premiers

cycles de sollicitation. Alors, la durée de vie associée à l'amorçage correspondrait en fait à la phase de propagation de ces fissures courtes avant qu'elles n'atteignent une taille détectable par les moyens de suivi usuels. D'autres auteurs estiment que la période d'amorçage de fissures dans un composant, à l'origine sans défaut, peut constituer une partie significative de sa durée de vie totale en fatigue [28,29].

Bien que les défauts existent dans toutes les pièces soumises à la fatigue, irrégularités de surface ou inclusions, provoquant des concentrations de contrainte locales très élevées conduisant à la rupture rapide par formation de microfissures particulièrement dangereuses, ils ne sont pas les seuls sites d'amorçage des fissures. Dans de nombreux cas où le matériau est globalement soumis à des contraintes inférieures à sa limite d'élasticité, il y a formation de bandes de glissement persistantes dans certains grains. Ces bandes de glissement peuvent donner lieu à des microfissures permanentes par formation d'intrusions et d'extrusions ou par réunion entre elles. L'atmosphère réagit avec les surfaces fraîches des plans de glissement et empêche la réversibilité de leur mouvement de va-et-vient, d'où un endommagement du métal [30]. Le mécanisme de formation des intrusions et extrusions à la surface est illustré sur la Figure I-8.

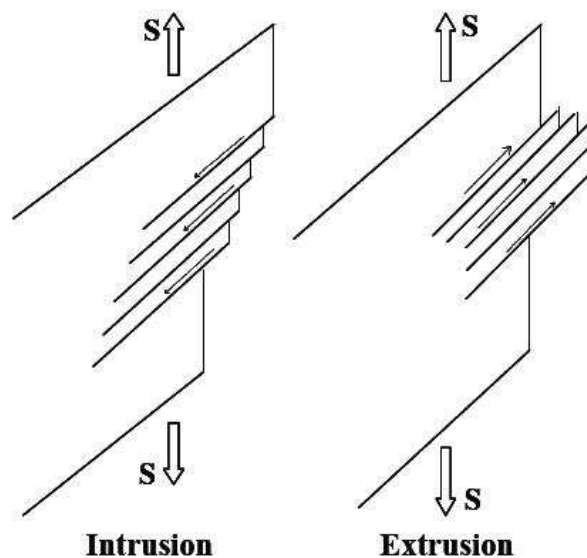


Figure I-8: Formation d'intrusions et extrusions dans des bandes de glissement

Les intrusions et les extrusions ne sont pas les seuls mécanismes d'amorçage des fissures de fatigue. Les inclusions en surface peuvent aussi être des sites préférentiels pour l'amorçage des fissures de fatigue ; la Figure I-9 représente une fissure amorcée auprès d'une inclusion.

L'amorçage de microfissures de fatigue peut aussi se produire par décohésion de l'interface inclusion-matrice suivie de la formation dans la matrice de micropores qui sont les germes de la macro-fissuration.



Figure I-9: Amorçage des fissures près d'une inclusion

L'amorçage des fissures provient de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un petit domaine de dimension finie, par la présence d'inclusion ou de tout autre défaut du fait des concentrations de contraintes qu'ils entraînent. L'amorçage de fissures dépend de plusieurs facteurs, la quantité, la taille, la nature, et la répartition des inclusions ou des défauts, ainsi que de leurs formes par rapport à la direction des efforts.

Les joints de grains sont aussi des sites favorables à la formation de microfissures surtout si les grains ont une direction parallèle au chargement appliqué.

La présence d'une entaille favorise la propagation des fissures et entraîne une concentration de contrainte locale dans la pièce, qui peut être évaluée à l'aide des coefficients de concentration de contrainte.

Lors d'études portant sur des alliages d'aluminium, Xin Bing [31] a montré que l'amorçage pouvait s'effectuer au niveau des bandes de glissement ou des inclusions, selon l'amplitude de chargement appliqué. Pour un chargement important, c'est l'inclusion rompue qui favorise l'amorçage d'une fissure ; de plus, si les inclusions rompues se trouvent groupées, les microfissures se rejoignent facilement et la fissure principale se développe rapidement. Pour un faible chargement, ce sont les bandes de glissement persistantes qui favorisent principalement l'amorçage de microfissures, même s'il y a des inclusions rompues. Les résultats montrent que si une fissure s'amorce dans une inclusion cassée, elle se développe

plus vite qu'une fissure s'amorçant dans une bande de glissement. Cela est justifié par le fait qu'une fissure s'amorçant dans une inclusion cassée doit accumuler suffisamment d'énergie pour franchir la bordure d'inclusion. Quand la fissure réussit à se développer dans la matrice, l'énergie se libère brutalement et la fissure peut se propager rapidement. Enfin, la durée de vie liée à la nucléation de fissures amorcées à partir d'une inclusion est plus faible que lors d'un amorçage à partir d'une bande de glissement.

Hu [32] a confirmé que les bandes de glissement et les joints de grains sont des sites préférentiels pour le déclenchement des fissures de fatigue dans l'alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al.. Les mêmes résultats ont été obtenus par Tokaji pour un alliage de titane sous trois traitements thermiques (735°C, 850°C et 1000°C).

En résumé, l'amorçage des fissures de fatigue peut être favorisé généralement, soit par une inclusion rompue, soit par une bande de glissement. Néanmoins, pour s'assurer que la fissure a bien démarré à partir d'une inclusion, cette dernière doit remplir l'une des conditions suivantes:

une inclusion casse suivant la direction des bandes de glissement ;

une inclusion casse suivant un joint de grain traversant cette inclusion ;

des inclusions rompues proches ont tendance à se regrouper pour former des microfissures: les fissures s'amorcent donc facilement et rapidement.

Généralement l'amorçage se produit en surface dans un matériau sain. Plus rarement, l'amorçage peut se développer à cœur, par exemple, dans les soudures. L'amorçage des fissures de fatigue à la surface des pièces est justifié par quatre raisons principales:

les dislocations sont plus mobiles à la surface qu'à cœur ;

la résistance à la déformation plastique est faible à la surface ;

la surface est soumise à l'agressivité de l'environnement ;

Des particules sous-jacentes à la surface favorisent l'amorçage par un effet de «surface libre».

L'étude menée par Tokaji [33] sur un alliage de titane Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al avec un traitement à 850°C confirme que l'amorçage s'effectue en surface si le niveau de chargement est élevé. Par contre, l'amorçage s'effectue à cœur si le niveau de chargement est assez faible.

#### 1.4.1.2 Propagation de fissures de fatigue

Comme nous venons de le voir, les fissures de fatigue s'amorcent généralement à la surface du matériau, en un ou plusieurs endroits, la propagation est souvent transgranulaire dans une direction cristallographique définie, même lorsque l'amorçage est inter-granulaire, c'est le stade I. Ensuite, intervient le stade II au cours duquel la fissure quitte le plan de scission maximale pour se propager dans le plan de contrainte normale, c'est-à-dire perpendiculaire à la contrainte principale maximale (Figure I-10) [30]

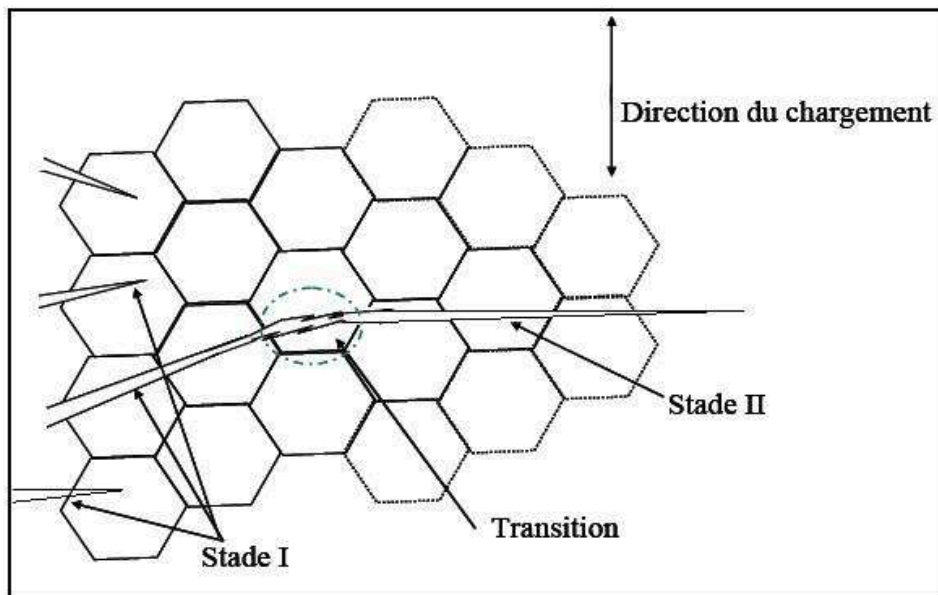


Figure I-10: Stades I et II de la fissuration par fatigue.

La surface fissurée dans le stade I est très limitée par rapport à la surface totale de rupture bien que ce stade présente une durée de vie importante. Dans plusieurs cas, la fissure peut s'amorcer directement en stade II sans passer par le stade I, par exemple en présence de grosses inclusions, dans le cas d'usinages « grossiers » ou encore quand la fissure se propage à partir d'une entaille. Seul un très petit nombre de fissures atteint le stade II de propagation. En effet, dès qu'une fissure dépasse suffisamment ses voisines, elle empêche leur propagation par suite d'un effet de décharge (diminution de la concentration de contrainte) qu'elle provoque derrière elle.

Pour comprendre le processus de propagation de fissure, on peut le schématiser de la manière suivante : au cours de la partie du cycle où la contrainte augmente, la fissure s'ouvre en formant une zone plastique à son extrémité. Au cours de la décharge, la fissure se referme. L'ensemble de la pièce qui est resté élastique tend à refermer la fissure en agissant sur la zone plastifiée qui a subi une déformation irréversible. Les contraintes locales de compression après décharge maintiennent la fissure fermée et au cycle suivant, il faut exercer une contrainte supérieure pour la rouvrir. Si l'amplitude de contrainte est importante, à chaque cycle la fissure se propage un peu plus et cela se traduit sur la surface de rupture par des stries, dont le mécanisme de formation est présenté plus loin.

Aux faibles amplitudes de sollicitation, il faut plusieurs cycles pour former une strie [34,35]. Lorsque l'amplitude de la contrainte diminue, elle peut devenir insuffisante pour ouvrir la fissure soumise aux forces de re-fermeture de la zone plastifiée. La fissuration s'arrête alors, ce qui justifie l'existence d'un seuil de propagation.

## 1.5 Facies de rupture :

Nous présentons ici les différentes types de faciès qui sont prédominants et faisant l'objet de notre étude quantitative. Nous présentons également un bref rappel des études sur les mécanismes de formation de ces faciès.

### 1.5.1 Faciès cristallographiques (glissement planaire)

Les faciès cristallographique ont un aspect facetté. Un tel faciès serait le résultat d'un mécanisme de glissement mono-planaire [9,36]. La rupture se fait par décohésion suivant un plan cristallographique bien défini. Dans un matériau CFC, le glissement se produit sur les plans denses. Ce mécanisme est observé dans les alliages d'aluminium à basses vitesses de propagation sous vide.

### 1.5.2 Faciès associés aux glissements multiples

Si deux plans glissement (111) sont activés, le plan de la fissure est le bissecteur de ces deux plans, soit le plan (100) ou (110). Le plan (100) est privilégié car, dans cette configuration, les plans de glissement sont plus proches des plans de cisaillement maximum. Les plans de cisaillement maximum font un angle d'environ  $70^\circ$  avec le plan de fissure, dans le cas de sollicitation en mode I. Les faciès prédominants rencontrés dans ce domaine sont des stries et des quasi-clivages.

La figure suivante montre un faciès à facettes observé dans un alliage d'aluminium 8090 T651.

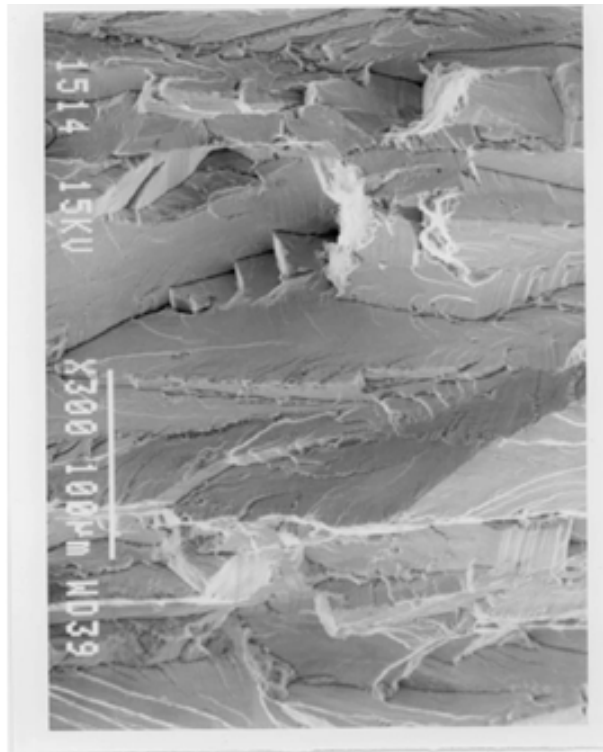


Figure I-11 Facettes cristallographiques

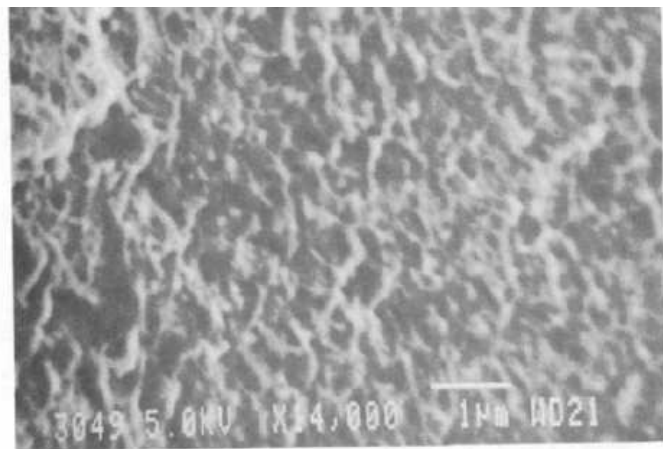


Figure I-12 Micro-cupules dans les facettes cristallographiques [36]

La figure montre les micro-cupules observés à l'intérieure des facettes.

#### 1.5.2.1 Quasi-clivage

Le faciès de quasi-clivage présente un aspect en « arêtes de poisson », LYNCH [37]a montré que :



Le plan de fissure est un plan (100), Microscopiquement, la fissure avance simultanément selon deux directions orthogonales (110), les arêtes sont formées parallèlement à ces directions,

Lest fronts de fissure sont parallèlement à la direction (110) qui est l'intersection des deux pans de glissement (111) pour des matériaux CFC.

L'avancement de fissure peut se produire de deux façons:

Soit par décohesion,

Soit par coalescence entre les glissements et les microcavités. Ces microcavités peuvent naître autour des particules, des joints de grains ou de sous-grains.

Ces faciès sont observés près du seuil, dans tous les alliages d'aluminium ( y compris Al-Li), à l'air. Sous vide, ces faciès sont observés dans les alliages conventionnels à précipités semi-cohérents ou non-cohérents.

La figure suivante illustre les faciès à quasi clivage observés dans l'alliage d'aluminium 2024 T351.

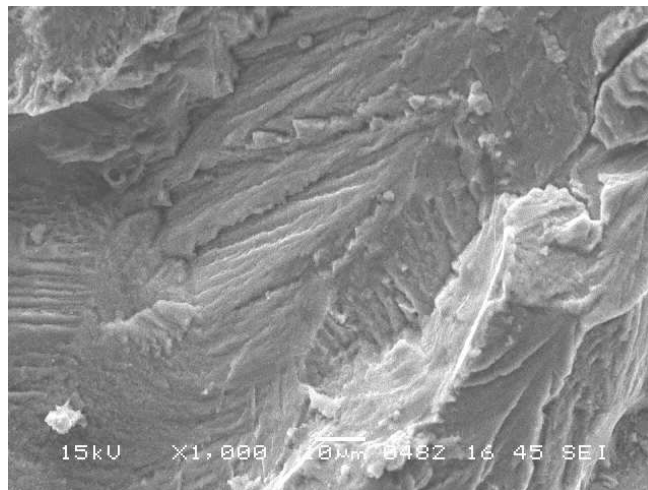


Figure I-13 faciès à quasi-clivage

#### 1.5.2.2 Stries

Les faciès de stries ont un aspect périodique avec des marquages perpendiculaires à la direction de l'avancée de la fissure.

Cette avancée de fissure est due à une déformation plastique engendrée périodiquement à fond de fissure (plastic blunting process), formant ainsi des faciès de stries.

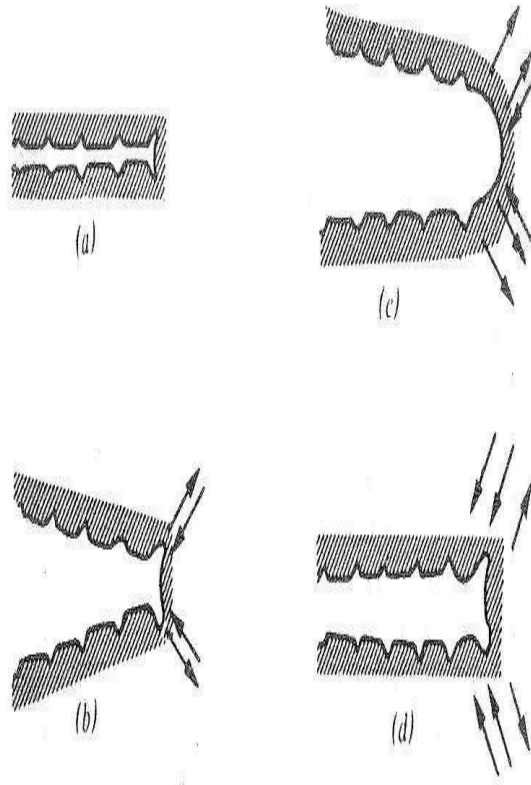


Figure I-14: Formation des stries.

La Figure I-14 montre le schéma du modèle de LAIRD [38] :

La charge minimum (fissure fermé),

Au début de la mise sous tension, la déformation suit la forme de Y du bout de la fissure,

Lorsque la contrainte augmente, le fond de fissure s'émousse,

Au cours de la décharge, la fissure se referme, mais la déformation n'est pas totalement réversible, une "rigole" se forme alors.

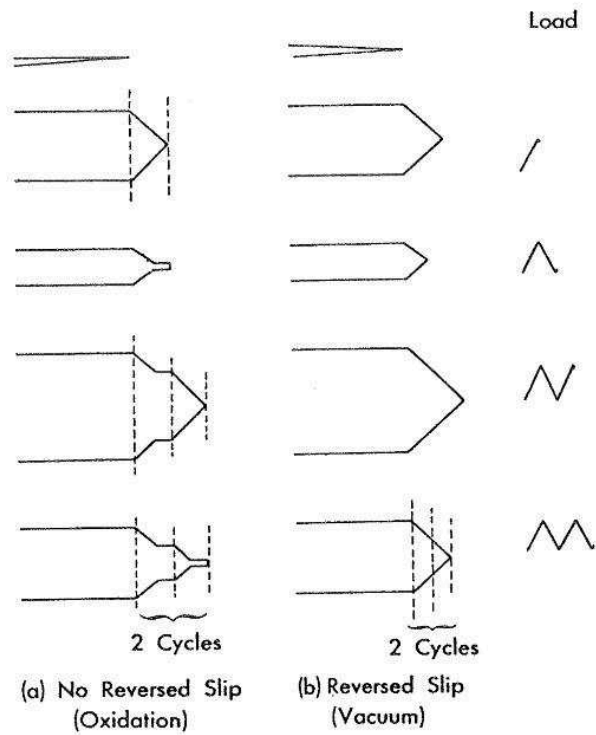


Figure I-15: Formation des stries.

Selon PELLOUX [39], en tenant compte du caractère cristallographique, les stries résulteraient des glissements alternés (Figure I-15).

Les Figures I-16 et I-16a illustrent des stries observées dans un acier et dans un alliage d'aluminium respectivement.

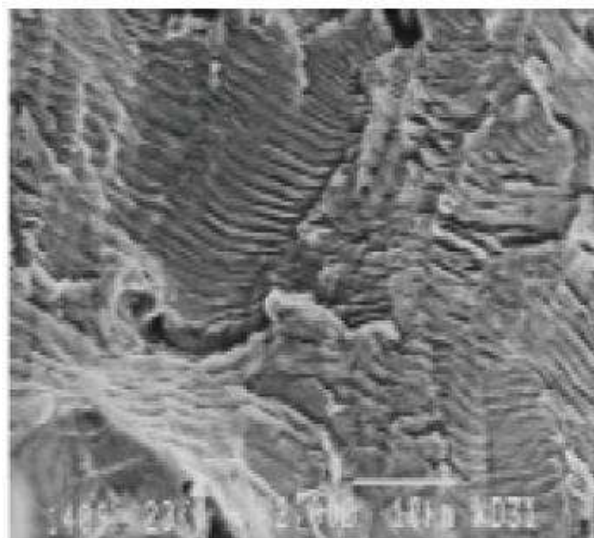


Figure I-16: Stries de fatigue dans un acier

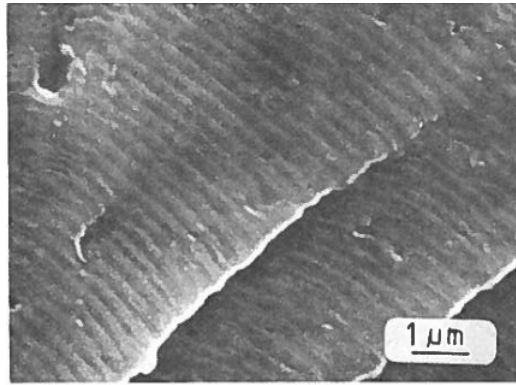


Figure I-16a:Stries de fatigue dans un alliage d'aluminium

Les stries sont observées pour des vitesses supérieures ou égales à  $8.10^{-8}$  m/cycles, dans les alliages d'aluminium conventionnels, à l'air [34,37]. Dans l'alliage d'aluminium-lithium, les stries ductiles ne sont pas observées.

Aux plus faibles vitesses de fissuration, on observe des marquages qui représentent l'avancée de fissure par un mécanisme de cumul de dommage sur plusieurs cycles [34,37]. La figure suivante illustre ces marquages observés dans l'alliage d'aluminium 2024 T351.

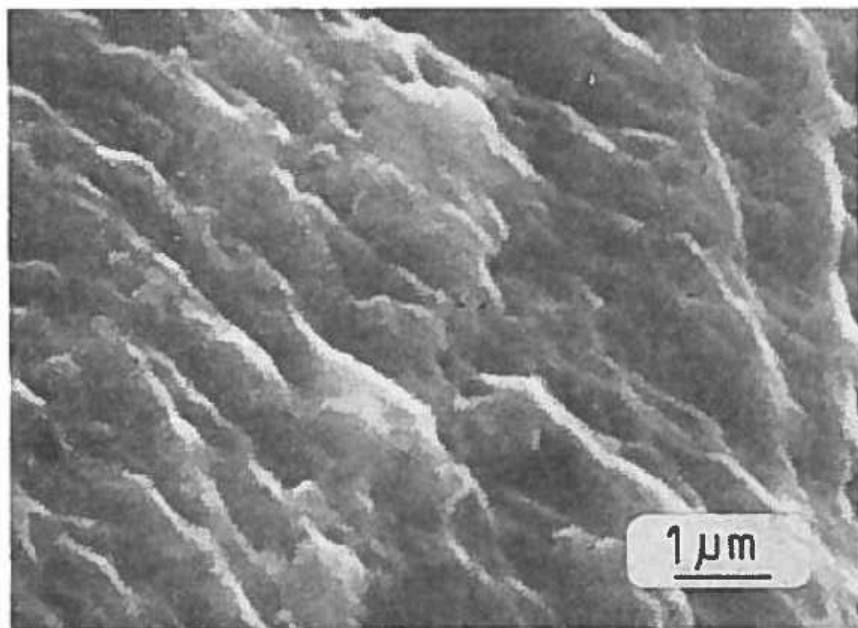


Figure I-17:Marquages microscopiques dans un alliage d'aluminium

Les études de Ranganathan [22,34] et Lynch[37] ont montré que la correspondance entre la vitesse de fissuration et la distance entre stries n'est observé dans une étroite gamme de fissuration, comme le montre la figure suivante :

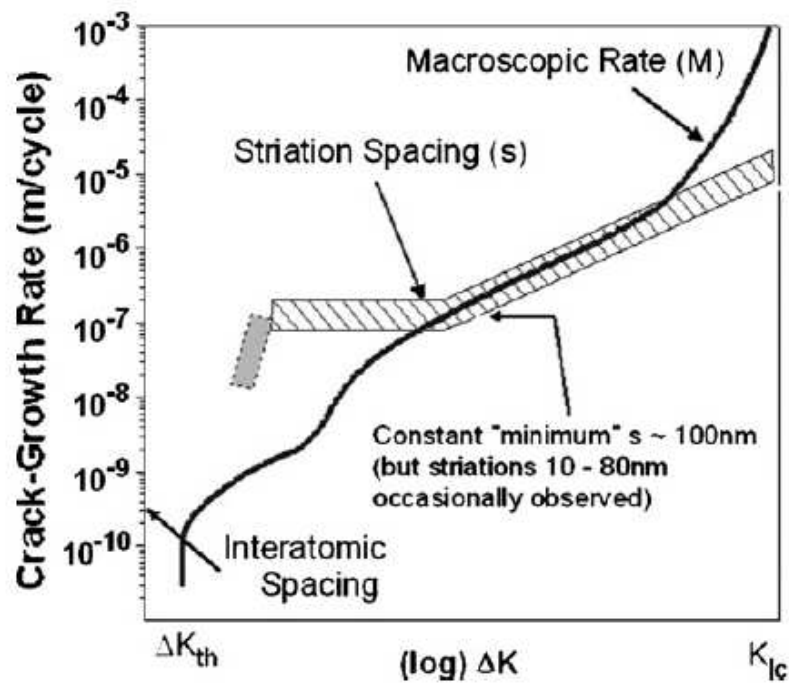


Figure I-18: Distance entre stries /marquage comparée à la vitesse macroscopique de fissuration

Selon Ranganathan [22,34] la distance entre les marquages à faibles vitesses serait corrélée à la distance entre les dispersoïdes sous vide, alors qu'elle serait corrélée à la taille des cellules de dislocations à l'air.

D'autre part, la distance entre stries et leur morphologie dépend de l'environnement ambiant, comme l'illustre la figure I-19 [37] :

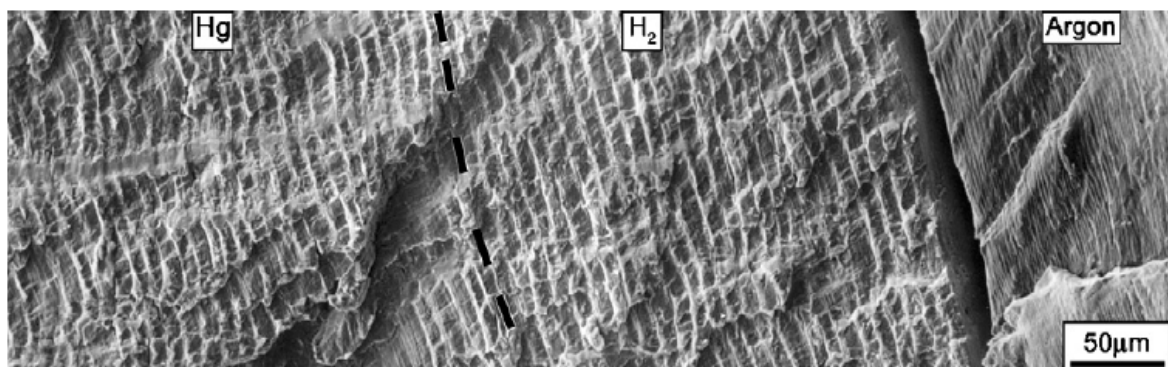


Figure I-19 – Morphologie des stries en fonction de l'environnement

On voit clairement ici que la distance entre stries représente l'agressivité de l'environnement.

Dans la littérature [9,22,37] on a associé les faciès cristallographique –type facette) au stade I de fissuration et les faciès à glissement multiples (quasi-clivage, stries, etc) au stade II de fissuration.

Dans la mesure où les alliages d'aluminium-lithium (dont la fissuration se fait par la formation de facettes cristallographiques) et les alliages conventionnels (qui se fissurent par glissement multiples) ont le même comportement.

### 1-5-2-3 Cupules

Les cupules ont une forme presque arrondie et assez régulière, quelquefois on peut observer un précipité au milieu. On rencontre ce type de faciès dans tous les alliages d'aluminium à haute vitesse de fissuration ( $K_{max}$  assez élevé) où la rupture est quasi-statique.

Les cupules sont formées par une fissuration des particules ou par une décohésion matrice-précipité [9,36].

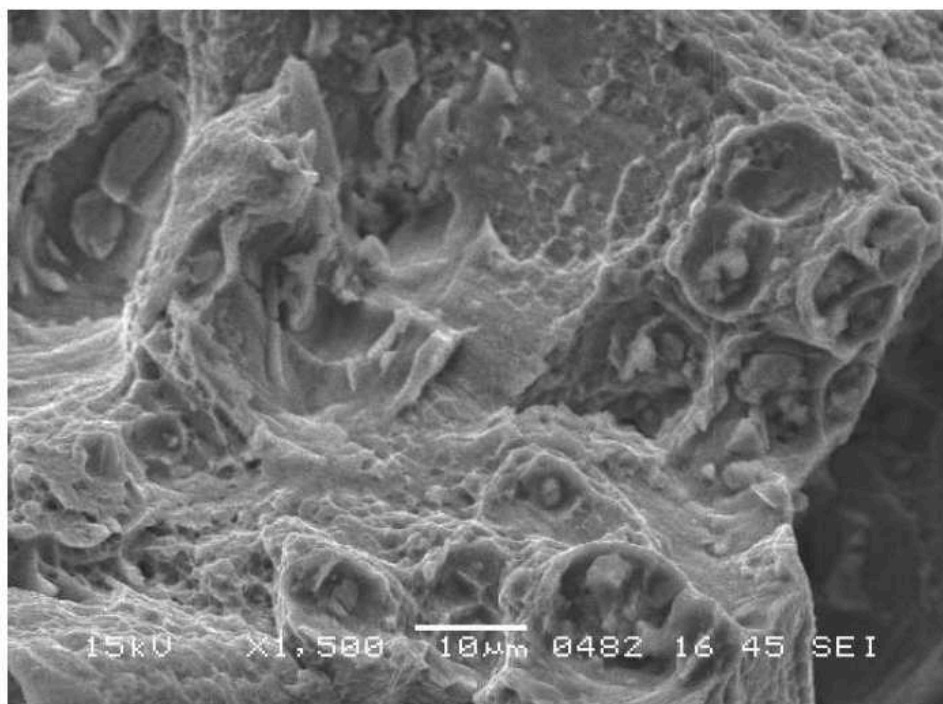


Figure I-20: Cupules dans un alliage d'aluminium

### 1-5-2-4 : D'autres types de faciès marquages associés à la fissuration par fatigue

Plusieurs types de marquages macro et microscopiques ont été répertoriés dans la littérature [40] – nous en rapportons ici quelques-uns .



Figure I-21 – marques de plages

Les marquages macroscopiques, appelés marques de plages, figure I-21 représentent les arrêts momentanés de fissure ou des arrêts momentanés de la sollicitation

Un deuxième type de marquage représente les marques associées à un changement d'amplitude de sollicitation, comme l'illustre la Figure I-22.

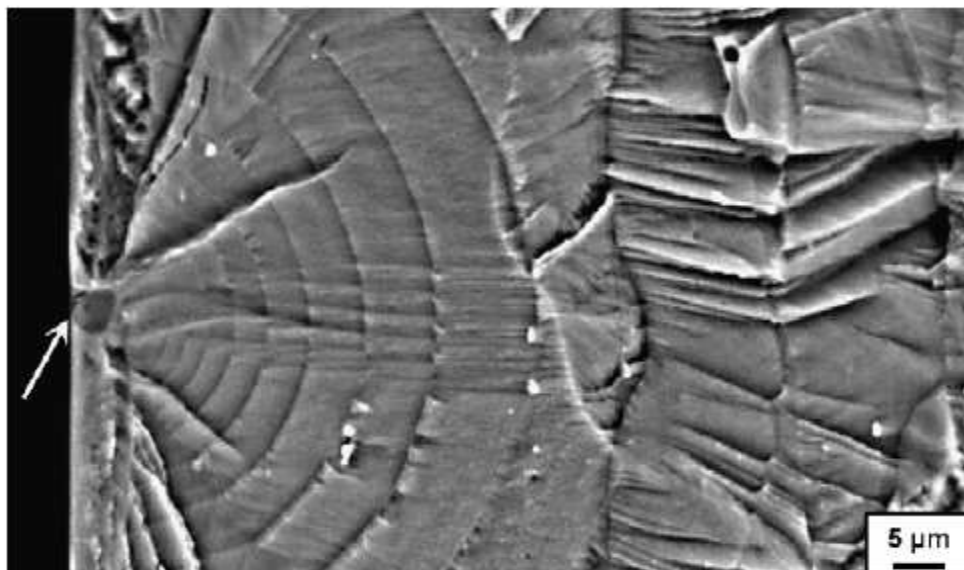


Figure I-22 – Lignes d'arrêtes marquent des changements d'amplitude de sollicitation

On peut aussi observer les lignes de rivières, Figure I-23, représentant les changements de plans de fissuration. Les lignes de rivières souvent débutent du point d'amorçage.



Figure I-23 Lignes de rivières



## 1-6 : les effets des interactions - Surcharge et Sous charge

Un changement de sollicitation affecte le comportement d'une fissure de fatigue obtenue préalablement à amplitude de charge  $\Delta P$  constante [41,42].

### 1.6-1 l'effet d'une surcharge :

La Figure I-24 illustre le comportement d'une fissure sous-mise à une surcharge. La courbe en pointillés (dans la Figure I-24 b) décrit la croissance de la fissure en l'absence de surcharge, celle-ci provoquant un ralentissement global (trait plein).

La Figure I-24 c montre l'évolution correspondante de la vitesse de fissuration  $\frac{da}{dN}$ , mesurée à la surface de l'éprouvette en fonction de la longueur de la fissure  $a$ .

En étudiant les Figure I-24 b et c on peut distinguer cinq stades successifs de fissuration :

Propagation de vitesse croissante à  $\Delta P_0$  ( $\Delta K_0$  croissante).

La vitesse de fissuration croît très vite au moment de l'application de la surcharge pendant quelques cycles.

Fissuration à vitesse décroissante : la fissuration atteint une vitesse minimale,  $(\frac{da}{dN})_{\min}$ .

Retour progressif à la vitesse initiale.

Fin de l'effet de ralentissement, la courbe ( $a$ - $N$ ) reprend sa forme initiale existant avant la surcharge.

L'effet replanissant de la surcharge est donc caractérisé par :

$N_d$ , le nombre de cycles de retard, défini comme le nombre de cycles nécessaire pour que la fissure reprenne sa vitesse initiale.  $N_d$  est obtenue en traçant une tangente à la courbe  $a$ - $N$  dans le stade IV parallèle à la tangente de cette même courbe en fin de stade I (Figure I-24 b)

$a_d$ , la longueur de fissure perturbée par la surcharge est la longueur parcourue par la fissure pendant  $N_d$  (Figure I-24 b).

$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\min}$ , la vitesse minimale de la fissure en fin de stade III (Figure I-24 c).

$a_r$ , la longueur de fissure après application de la surcharge jusqu'au point de vitesse minimale (Figure I-24 c).

D'autres paramètres mineurs sont parfois utilisés :

Les longueurs parcourues dans les stades II, III et IV.

Le rapport des vitesses  $\left(\frac{da}{dN}\right)_i / \left(\frac{da}{dN}\right)_{\min}$ .

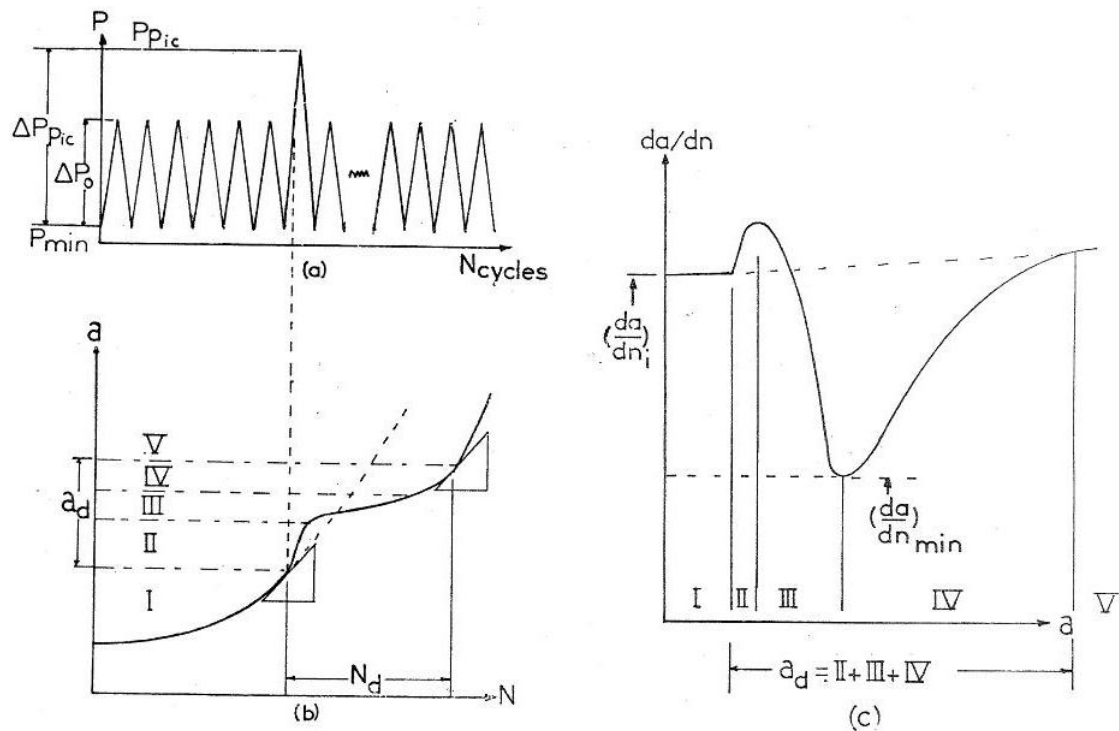


Figure I-24 : Description phénoménologique de l'effet d'une surcharge.

Il a été montré qu'une surcharge de faible amplitude, soit d'environ 30% pour un alliage d'aluminium, n'a pratiquement pas d'effet sur la cinétique de fissuration.

D'autre part, l'application d'une surcharge, à l'échelle macroscopique, est repérée par le marquage typique sous forme d'un angle [42].

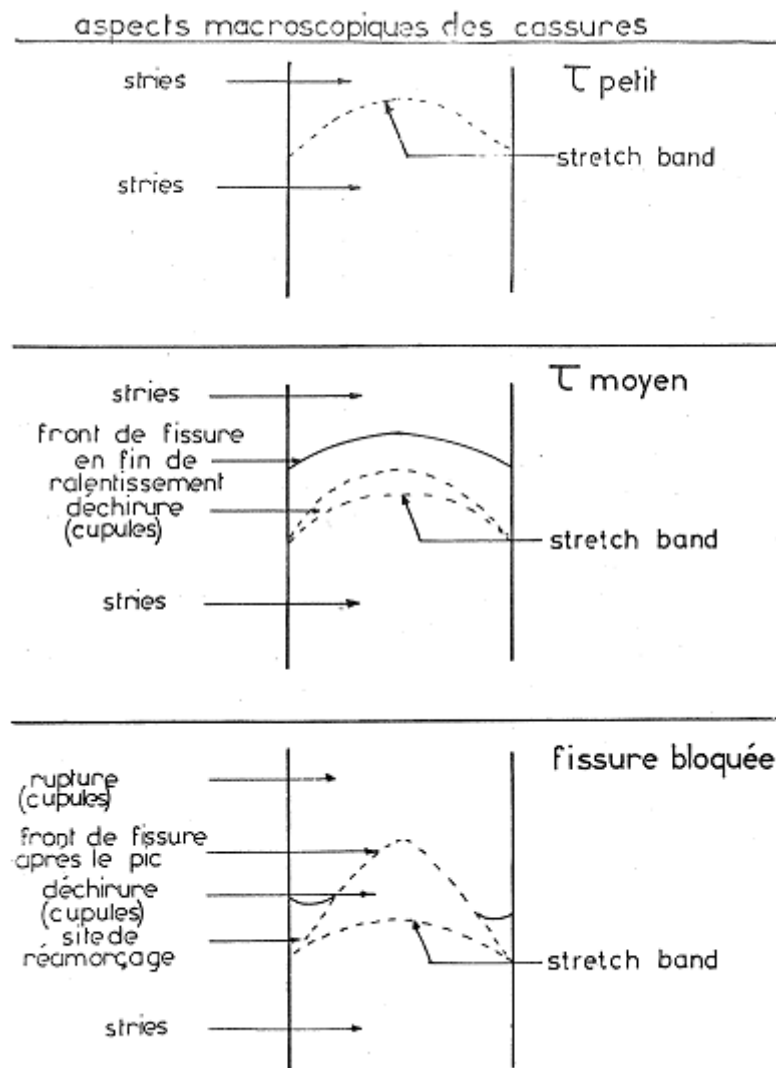


Figure I-25 – Morphologie des faciès macroscopiques après une surcharge

### 1.6.2 L'effet d'une sous charge

l'effet contraire de celui d'une surcharge – à savoir une sous-charge crée une accélération momentanée de la fissure, suivie par un retour à une évolution sous amplitude de charge constante.

La Figure I-26 montre un marqueur associé à une sous charge (retour à zéro) sur une propagation sous une sollicitation à R élevé.

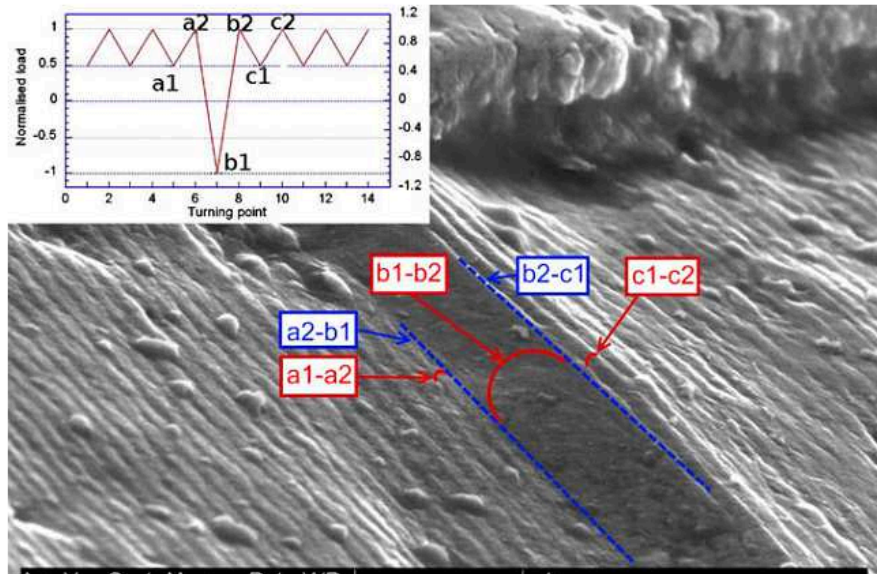


Figure I-26 Marquage associé à un retour à zéro sur un chargement à R élevée

Une sous-charge appliquée après une surcharge minimisée, voire annule l'effet de la surcharge[43].

Ce phénomène peut être utilisé pour marquer le front de fissure, sans affecter la cinétique de propagation [44].

Les essais sous spectres de charges aéronautiques, sont marqués par tous les effets combinés (surcharge, sous-charge ou effets combinés).

La surface de rupture est marquée par les bandes représentant des différents « vols », comme l'illustre la Figure 1-27 [45].:

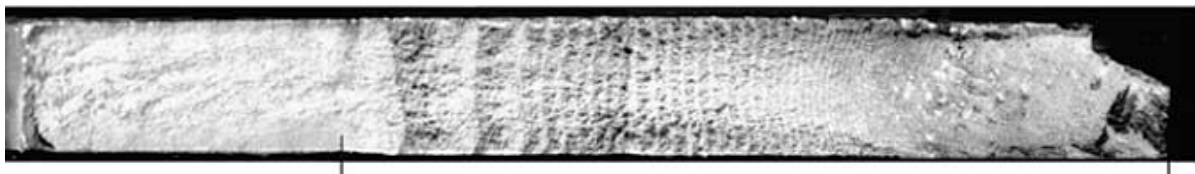


Figure 1-27 – Marquages de « Vols »

La Figure 1-28 montre un autre exemple à un plus fort grossissement

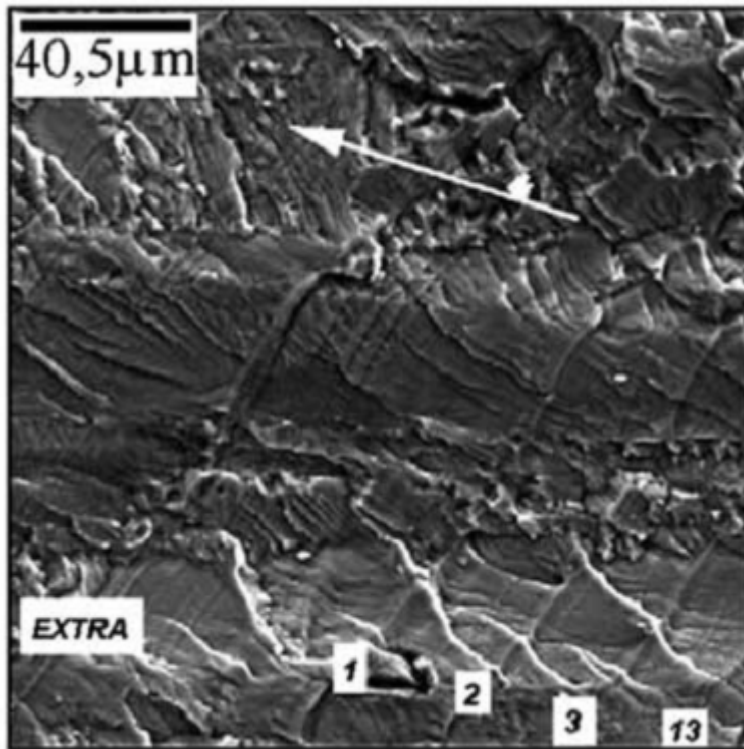


Figure 1-28 – Marquages de vols

La distance entre les marquages permet de mesurer la vitesse de fissuration locale

En général, toute variation momentanée de la sollicitation peut laisser les marques sur la surface de rupture. Mais il est difficile de savoir si cette technique ne change pas la cinétique de fissuration.

Henaff [19] a montré, à partir des études sur un acier, que les cycles répétés par blocs, peut laisser des marquages sur la surface de rupture sans modifier la cinétique de fissuration.

Selon la même optique, Tarpani [45] a développé une séquence de sollicitation comprenant une surcharge de 30% suivie d'un sous charge du même amplitude marque la fissure sans modifier la cinétique de fissuration.

Une autre technique intéressante est celle développée par Nadot[46], qui a utilisé des changements d'atmosphère Air-Vide pour marquer le front de fissure.

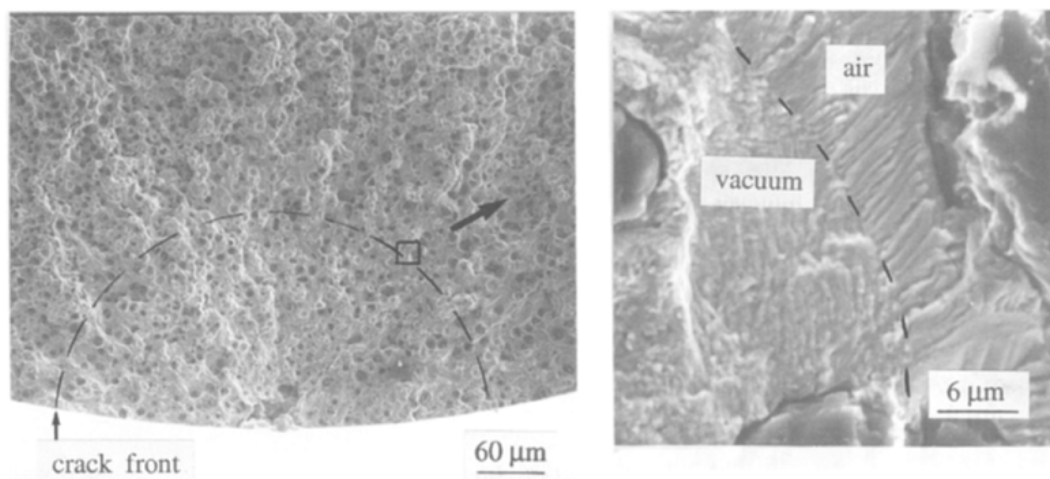


Figure I-29 – marquage du front de fissure par changement d'environnement

## 1.7 Suivi de fissuration :

Les essais de fissuration, sont typiquement conduits, suivant les normes ASTM E647, utilisant les éprouvettes normalisées et selon une méthodologie bien identifiée [48]. Pendant ces essais, le suivi de fissure est primordial – nous allons ici évoquer quelques techniques utilisées à cette fin.

### 1.7.1 Mesure Optique

À l'aide d'une loupe binoculaire et d'un dispositif stroboscopique, on mesure l'avancement de la fissure à la surface de l'éprouvette (résolution 0,1 mm).

### 1.7.2 Mesure par Courants de Foucault

On produit des courants de Foucault dans le métal à l'aide de deux bobines montées en pont de Thomson. La présence de la fissure sous l'une des deux bobines modifie la répartition des courants de Foucault dans l'éprouvette et, par conséquent, l'impédance de la branche correspondante du pont. La tension de déséquilibre est utilisée pour un moteur pas à pas qui déplace le capteur d'une quantité égale à l'avancement de la fissure (résolution 0,05 mm).

### 1.7.3 Mesure par Jauges de Fissuration

On colle sur la face de l'éprouvette, perpendiculairement au plan de fissuration, une jauge formée de brins espacés régulièrement (0,5 mm) reliés entre eux comme autant de résistances en parallèle, perpendiculaires à la fissure. L'alliage de la jauge est tel que chaque brin se rompt dès que la fissure l'atteint. La jauge est alimentée sous 12 V et l'on enregistre la variation de résistance au cours de l'essai (sensibilité 0,5 mm).

### 1.7.4 Mesure par Ultrasons

La longueur de fissure est mesurée par l'intermédiaire d'un capteur à ultrasons (10 MHz) placé à la face supérieure de l'éprouvette, parallèlement au plan de fissuration. Dans le cas d'un capteur fixe, on enregistre le niveau de l'écho de la fissure au cours de l'essai. Le dispositif nécessite un étalonnage préalable de l'amplitude d'écho.

Dans le cas d'un capteur mobile, un montage déclenche son déplacement dès que l'écho de la fissure a atteint un niveau donné ; le mouvement s'arrête lorsque l'écho est de nouveau inférieur au seuil de déclenchement. Le déplacement du capteur est alors égal à l'avancement de la fissure, à l'intérieur de l'éprouvette (sensibilité 0,05 mm).

### 1.7.5 Mesures de potentiel

La variation de résistance électrique de l'éprouvette est mesurée au cours de l'essai et reliée à la longueur de la fissure par un étalonnage préalable à l'aide de l'une des méthodes précédentes (§ 1.5.1, § 1.5.2, § 1.5.3, § 1.5.4) ; sensibilité : 0,01 à 0,05 mm.

### 1.7.6 Cycles marqueurs :

La surveillance visuelle de propagation de fissure de fatigue n'est pas pratique pour surveiller celle des spécimens corrodés. Même la plus légère corrosion obscurcira typiquement une fissure de fatigue avançant de sorte que des mesures de longueur de fissure ne puissent pas être effectuées.

Ce problème est considérablement magnifié pour de petites longueurs de fissure ( $a < 0.25\text{mm}$ ) parce que des techniques à distance typiques de mesure de fissure telles que la différence de potentiel électrique (EPD) et la complaisance manquent de sensibilité exigée pour mesurer exactement de petites fissures.

Les méthodes EPD et complaisance sont des techniques de calcul de la moyenne, ainsi des formes de crique de fatigue et les longueurs de fente ne peuvent pas être déterminées au début d'essais expérimentaux particulièrement quand la section du spécimen est dissymétrique.

La détermination de longueur de fissure en fonction du nombre de cycles ( $a - N$ ) et l'histoire de propagation de crique de fatigue en front de fissure après l'essai peuvent être réalisées par l'inscription sélective de la surface de fatigue avec les cycles marqueurs produits en appliquant une série de chargements/déchargements en fatigue à des intervalles prédéterminés.

Les cycles marqueurs sont des groupes de striations microscopiques qui une fois produits selon le mode approprié sont aisément identifiables par la microscopie électronique de balayage (MEB).



NADOT[47] a utilisé deux techniques différents de marquage du front de fissure dans le but de déterminer les vitesses de propagation des fissures naturelles à partir de mesures sur le front de fissure à cœur et pour déterminer le nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure autour d'un défaut en fonction de la taille du défaut pour une contrainte donnée, la première technique que NADOT[49] a utilisé était à l'aide d'un chargement variable et la deuxième technique était l'alternance d'environnement air/vide pour confirmer les résultats de la première technique.

L'objectif de cette étude était de développer une technique qui permettra la détermination de la longueur de fissure  $a$  en fonction de nombre de cycles  $N$ , taux de croissance de crique de fatigue et fendra des formes avant dans des bons d'essai à de petites longueurs de fente, aussi étroitement comme possible au point de déclenchement de fente.

Deux des techniques semblables employant des bandes de marqueur sont démontrées ici. Tous les deux utilisent MEB et peuvent être employés pareillement avec la microscopie optique.

# Conclusion

Dans ce chapitre nous avons illustré les différents types de marquages macroscopiques ou microscopiques que l'on peut observer sur les surfaces de rupture.

La liste présentée n'est pas exhaustive, mais nous avons identifiés certaines techniques de marquages qui puissent marquer la surface de rupture sans modifier la cinétique de fissuration.

Dans le cadre de cette étude nous allons étudier la technique de marquage dans trois matériaux :

Un acier faiblement allié, un alliage d'aluminium et un caoutchouc.

L'objectif principal étant d'étudier la faisabilité de la technique.

Finalement, nous allons appliquer la technique retenue pour la déterminer le nombre de cycles nécessaires pour amorcer une fissure au fond d'une entaille.

# 2ème Partie .. Matériaux et Conditions Expérimentales



## 2.1 Matériaux et Eprouvettes

Trois matériaux différents ont été utilisés lors de nos essais, Acier, alliage d'aluminium et élastomère.

### 2.1.1 L'Acier : Acier 708 M 20

Nous avons utilisé pour les essais de cycles marqueurs de l'acier 708M20 dont voici la composition chimique :

| Elément     | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr  | Mo   | Fe    |
|-------------|------|------|------|-------|-------|-----|------|-------|
| Pourcentage | 0.16 | 0.25 | 0.65 | 0.035 | 0.035 | 1.0 | 0.25 | >97.5 |

Tableau II -1 – Composition chimique de l'acier 708 M 20

Ce qui lui confère les propriétés mécaniques suivantes :

| Limite Elastique | Résistance à la rupture | Elongation |
|------------------|-------------------------|------------|
| 275 MPa          | 520 MPa                 | 20%        |

Tableau II- 2 – Propriétés mécaniques de l'acier 708 M 20

C'est l'acier, qui fait partie d'une autre étude, a été testé avec des revêtements de surface différents. Dans cette étude nous n'allons pas discuter sur les effets de revêtements sur la résistance à la fissuration.

### 2.1.2 Les alliages d'aluminium

Nous avons utilisé deux alliages différents de l'aluminium, 7449 T 7951 et le conventionnel 2024 T351.

#### 2.1.2.1 L'alliage 7449

Il est utilisé en aéronautique pour les coques d'appareils, l'étude de résistance mécanique est donc très importante. Voici la composition chimique [27] :

| Elément     | Zr   | Si   | Mn   | Cu      | Mg      | Cr   | Zn      | Fe   |
|-------------|------|------|------|---------|---------|------|---------|------|
| Pourcentage | 0.25 | 0.12 | 0.20 | 1.4-2.1 | 1.8-2.7 | 0.05 | 7.5-8.7 | 0.15 |

Tableau II- 3 – Composition chimique de l'aluminium 7449

Le tableau II - 4 donne des caractéristiques mécaniques de cet alliage.

|               |           |
|---------------|-----------|
| E             | 70010 MPa |
| R'0.2         | 414 MPa   |
| K'            | 675 MPa   |
| n'            | 0.059     |
| $\sigma'_f$   | 983 MPa   |
| B             | -0.107    |
| $\epsilon'_f$ | 4.246     |
| C             | -1.066    |

Tableau II- 4 Caractéristiques cycliques de l'alliage de l'aluminium 7449 T 7951

#### 2.1.2.2 Aluminium 2024 T 351

Cet alliage d'aluminium est utilisé en aéronautique pour les voilures d'appareils, l'étude de résistance mécanique est donc très importante. Voici la composition chimique [41,42] :

| Elément     | Si  | Mn   | Cu   | Mg   | Cr   | Zn   | Ti   | Fe   |
|-------------|-----|------|------|------|------|------|------|------|
| Pourcentage | 0.1 | 0.63 | 4.26 | 1.45 | 0.02 | 0.01 | 0.04 | 0.21 |

Tableau II-5 – Composition chimique de l'aluminium 2024 T 351

| $\sigma_{0.2}$ (MPa) | $\sigma_m$ (MPa) | A (%) | K' (MPa) | n     |
|----------------------|------------------|-------|----------|-------|
| 318                  | 524              | 12.8% | 652      | 0.104 |

Tableau II-6 – Propriétés mécaniques de l'aluminium 2024 T 351

|               |           |
|---------------|-----------|
| E             | 74000 MPa |
| R'0.2         | 365 MPa   |
| K'            | 618 MPa   |
| n'            | 0.051     |
| $\sigma'$ f   | 842 MPa   |
| b             | -0.102    |
| $\epsilon'$ f | 0.1212    |
| c             | -0.564    |

Tableau II-7 Caractéristiques cycliques de l'alliage 2024 T351

Les tableaux II-6 et II-7 donnent respectivement les caractéristiques mécaniques monotones et cycliques de cet alliage.

### 2.1.3 Les Elastomères

Nous avons utilisé trois types différents de caoutchoucs synthétiques chargés, le Copolymère Ethylène Propylène Diène Monomère (Ethylene-Propylene Diene Rubber – EPDM) et Le Nitrile Butadiène Rubber hydrogéné (Hydrogenated Nitrile Butadiene Rubber – HNBR). Le tableau II-8 donne succinctement les caractéristiques de ces matériaux. Nous ne pouvons pas donner les détails complets comme la formulation de ces matériaux est considérée comme secret industriel.

|                               | CR classique | CR optimisé | HNBR         | EPDM       |
|-------------------------------|--------------|-------------|--------------|------------|
| Dureté (Shore A)              | 54           | 53          | 48           | 84         |
| Densité                       | 1.34         |             |              | 1.11       |
| Viscosité Mooney (Nm) à 125°C | 21.4         | 23          | 23.8 (135°C) | 60 (100°C) |
| Allongement rupture (%)       | 680          | 577         | 407          | 200        |

|                          |      |      |      |    |
|--------------------------|------|------|------|----|
| Contrainte rupture (MPa) | 14.5 | 15.2 | 14.3 | 20 |
| Module 20 (MPa)          | 0.89 | 1    | 0.49 | 4  |
| Module 50 (MPa)          |      |      | 0.83 |    |
| Module 100 (MPa)         | 1.9  | 2.3  | 1.42 | 9  |

Tableau II-8 Caractéristiques succincts des élastomères étudiés.

#### 2.1.4 Eprouvettes

Deux types différents des éprouvettes d'alliages d'aluminium ont été utilisés, le premier était du type CT 75 pour le 2024 T351, une éprouvette CT50 pour l'alliage 7449 et CT32 pour l'acier.

La Figure II-1 montre l'éprouvette CT75. Pour les autres éprouvettes les dimensions relatives respectent les normes ASTM E647 [48].







## 2.3 Conditions d'essais

### 2.3.1 Calcul des forces à appliquer

#### 2.3.1.1 Eprouvette Compact-Tension (CT)

Pour savoir quelles forces appliquer sur l'éprouvette, j'ai utilisé un ouvrage sur les essais de fissuration, qui répertorie différents essais standardisés avec différentes éprouvettes, l'Annual Book of ASTM Standards (norme E 647 Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates – ref.48)), j'ai utilisé la norme E647 pour les éprouvettes CT. Si on connaît la valeur de  $\Delta K$ , qu'on veut appliquer à l'éprouvette, le livre nous donne :

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{e\sqrt{W}} \times \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} \times (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)$$

$$\alpha = a / W$$

$$\text{on pose } f(a/w) = (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)$$
- eq. II-1

Avec :

a longueur de la fissure

e épaisseur de l'éprouvette

W largeur de l'éprouvette

$\Delta F = (F_{\max} - F_{\min})$  différence entre la force maximum et minimum

On en déduit donc  $\Delta F$  et on calcule  $F_{\min}$  et  $F_{\max}$  en choisissant un rapport de charge R qui nous donne :

$$F_{\max} = \frac{\Delta F}{(1-R)}$$

$$R = \frac{F_{\max}}{F_{\min}}$$

Avec  $0 < R < 1$

Pour ces éprouvettes l'essai se déroule comme suit :

On démarre avec un  $\Delta K$  assez important de l'ordre de  $10 \text{ MPa m}^{1/2}$ , cela dépend du matériau utilisé, les forces des cycles se font en conséquence. Pour un acier on aura un  $\Delta K$  de départ de  $15 \text{ MPa m}^{1/2}$  et pour un aluminium on débutera à  $6 \text{ MPa m}^{1/2}$ .

On atteint une fissure de 0,5 mm et on baisse la charge, donc on diminue alors le  $\Delta K$  de 8%. La vitesse de fissuration est alors relativement grande ( $10^{-5} \text{ mm/cycle}$ ). En baissant la charge on diminue cette vitesse de fissuration. On effectue ce pas de 8% tous les 0,5 mm.

A partir d'une vitesse de fissuration très faible ( $10^{-6} \text{ mm/cycle}$ ) on diminue le  $\Delta K$  tous les 0,2 mm.

On diminue le  $\Delta K$  jusqu'à atteindre le  $\Delta K_{\text{seuil}}$  qui se situe à une vitesse presque nulle ( $10^{-7} \text{ mm/cycle}$ ). La fissure ne se propage plus malgré la sollicitation qu'on lui impose.

C'est la première partie de l'essai qui en comporte trois.

On peut alors commencer les cycles marqueurs. On augmente le  $\Delta K$  d'un pas de 8% pour réinitier la fissure qui s'était stoppée, la vitesse de fissuration sera alors lente.

On choisit ensuite si l'on veut faire des marqueurs en fonction de la longueur de fissure ou en fonction du nombre de cycle. Si on choisit en fonction de la longueur, on va faire des marqueurs tous les 0,1 mm en comptant le nombre de cycle  $N$  nécessaire ; si on choisit de le faire en fonction du nombre de cycles, on va faire des marqueurs tous les 10 000 cycles. Les résultats vont se présenter sous la forme de la vitesse de fissuration ( $da/dN$ ) en fonction du facteur d'intensité des contraintes. Les marqueurs vont ainsi délimiter un certain nombre de cycles de base.

Les cycles marqueurs se font jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

La troisième et dernière partie de l'essai est l'analyse microscopique de la surface fissurée à l'aide du Microscope Electronique à Balayage qui se trouve dans les locaux du LMR. On essaie de retrouver tous les marqueurs et de croiser les données de la feuille de suivi.

Nous avons utilisé un MEB de marque JEOL 6480 LV. Ce système permet de faire des images en électrons secondaires et des électrons rétrodiffusés.



Figure II-3 Meb Jeol 6480 LV

### 2.3.1.2 Eprouvette à entaille latérale

Pour l'éprouvette à entaille latérale (Figure II-2), nous avons appliqué la méthodologie suivante :

Pour cette éprouvette, il suffit de choisir la contrainte que l'on veut appliquer et on calcule directement les forces. Il faut multiplier la contrainte en Pascal (Pa ou  $\text{N/m}^2$ ) par la section de l'éprouvette en mètre carré ( $\text{m}^2$ ), pour obtenir la bonne force (N). Les forces sont constantes tout au long de l'essai.

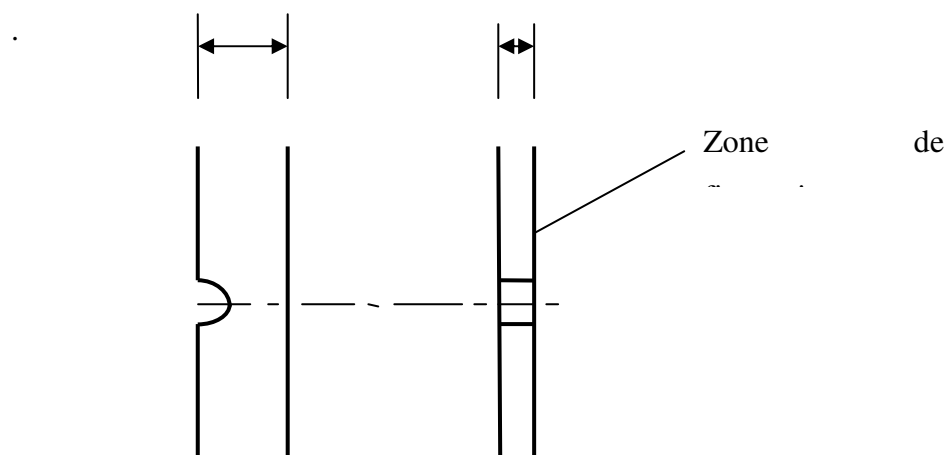


Figure II-4 – schéma du fond d'entaille de l'éprouvette II-2

On cherche cette fois-ci à faire un essai de marquage à l'amorçage de la fissure, avec des éprouvettes en aluminium. On veut cette fois retrouver le défaut initial qui à initier la fissure.

Pour cela on va toujours utiliser la méthode des cycles marqueurs, mais dès de départ de l'essai, sans attendre l'initiation de fissure.

### 2.3.2 Les cycles Marqueurs :

Il existe plusieurs types de marqueur, le seul but est de laisser une trace visible lors de l'analyse au MEB. Il s'agit toujours d'une variation de la charge qui est soumise à l'éprouvette.

Les marquages hauts consistent à appliquer les cycles à R élevés sur une sollicitation de base à R faible . Nous avons appliqué cette méthode en y ajoutant une surcharge de 30% (calculée par rapport à la Force maximale).

Le tableau II-9 et la Figure II-5, donne le déroulement typique d'un essai

|              | Cycles de base | Cycles marqueurs |     |     |
|--------------|----------------|------------------|-----|-----|
| Fmax (N)     | 100            | 100              | 120 | 100 |
| Fmin (N)     | 10             | 90               | 70  | 90  |
| Fmoyen (N)   | 55             | 95               | 95  | 95  |
| Amplitude(N) | 45             | 5                | 25  | 5   |
| N cycles     | 10000          | 500              | 1   | 500 |

Tableau II-9 –Essai avec cycles marqueurs haut

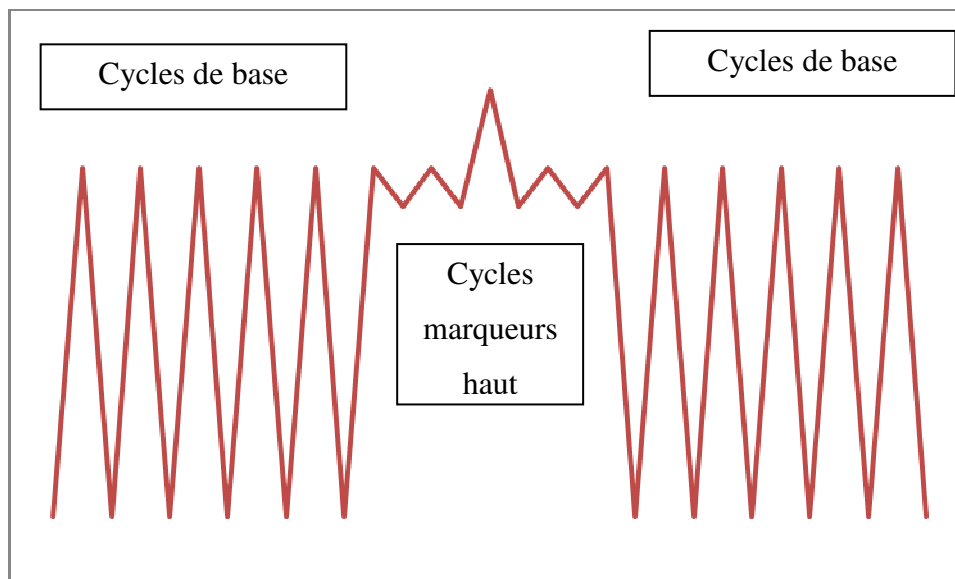


Figure II-5 Graphique cycles marqueurs haut

Nous avons aussi utilisé les marqueurs bas selon deux méthodes

i) Le retour à zéro, qui consiste à faire entre de phases de cycle de base un retour de charge à valeur nulle. Ceci est censé marquer l'éprouvette car la contrainte est relâchée et reprise dans un délai très court.

ii) Les marqueurs de faible amplitude avec une force moyenne basse. Cette fois la  $F_{\min}$  est la même que celle des cycles de base et la  $F_{\max}$ -cycle Marquage est égale à la somme de  $F_{\min}$  et 20% de l'amplitude des cycles de base. On fait 10 000 cycles marqueurs entre deux phases de cycles de base. Le tableau II-10 et la Figure II-6 schématisent un tel essai.

|              | Cycles de base | Cycles marqueurs |
|--------------|----------------|------------------|
| Fmax (N)     | 100            | 19               |
| Fmin (N)     | 10             | 10               |
| Fmoyen (N)   | 55             | 14,5             |
| Amplitude(N) | 45             | 4,5              |
| N cycles     | 10000          | 10000            |

Tableau II – 10 Valeurs cycles marqueurs bas

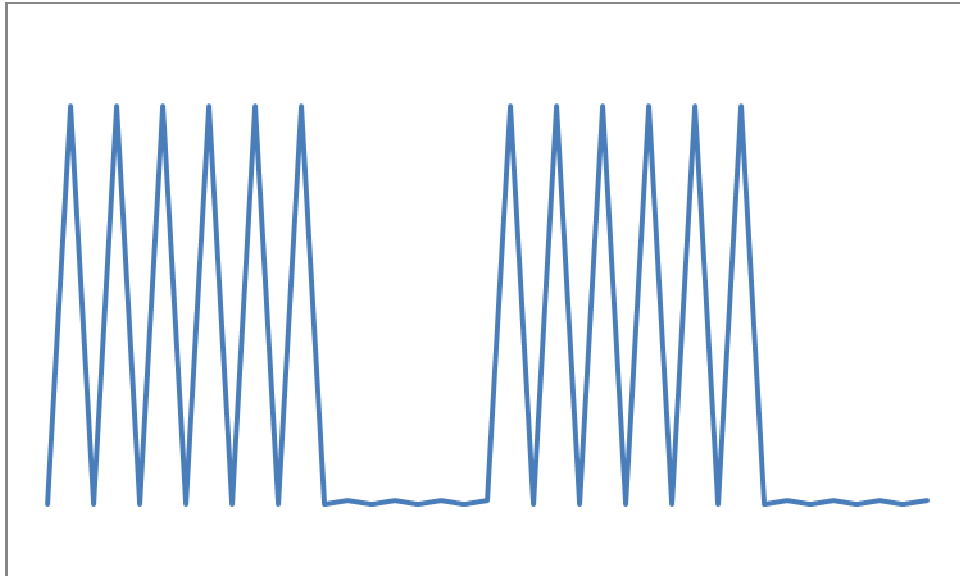


Figure II-6 – Graphique Cycles Marqueurs bas

Les essais ont été effectuées au CERMEL, les essais peuvent durer jusqu'à cinq jours pour les éprouvettes CT car elles ont besoin d'un suivi tout le long de la fissuration alors que les éprouvettes à entaille latérale n'ont pas besoin d'être suivi car les marquages sont à l'initiation de fissure, donc on ne peut observer qu'à la fin de l'essai au MEB.

### 2.3.3 Essais sur les caoutchoucs

Nous avons utilisé deux types d'éprouvettes :

Eprouvette type H2 pour le CR 29 (Figure II-7)



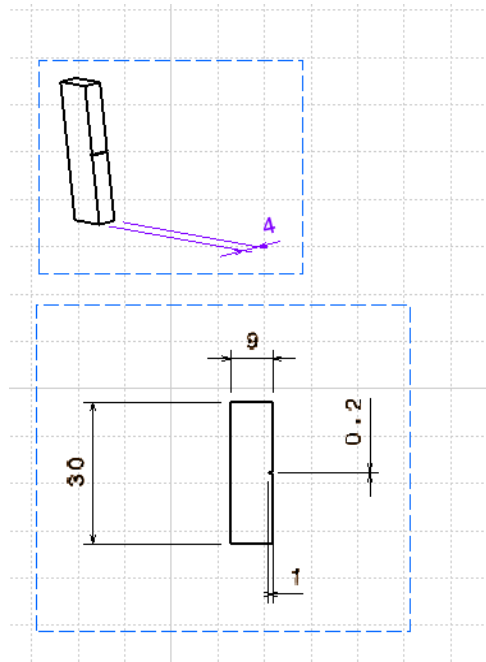


Figure II-7 Eprouvette H2

Ces éprouvettes sont testées sur une machine DMA.

Le tableau II-11 donne des conditions d'essai :

| Baseline loading |       | Marker cycles |      |
|------------------|-------|---------------|------|
| Pmax (N)         | 120   | Pmax (N)      | 60   |
| Pmin(N)          | 40    | Pmin(N)       | 40   |
| No. Of Cycles    | 10000 | No. of Cycles | 1000 |

Tableau II-11 essai a marqueurs bas sur un caoutchouc

Il s'agit ici des marqueurs bas.

Nous avons utilisé l'éprouvette diabolo, Figure II-8, pour certains essais sur le CR29 et le HNBR.

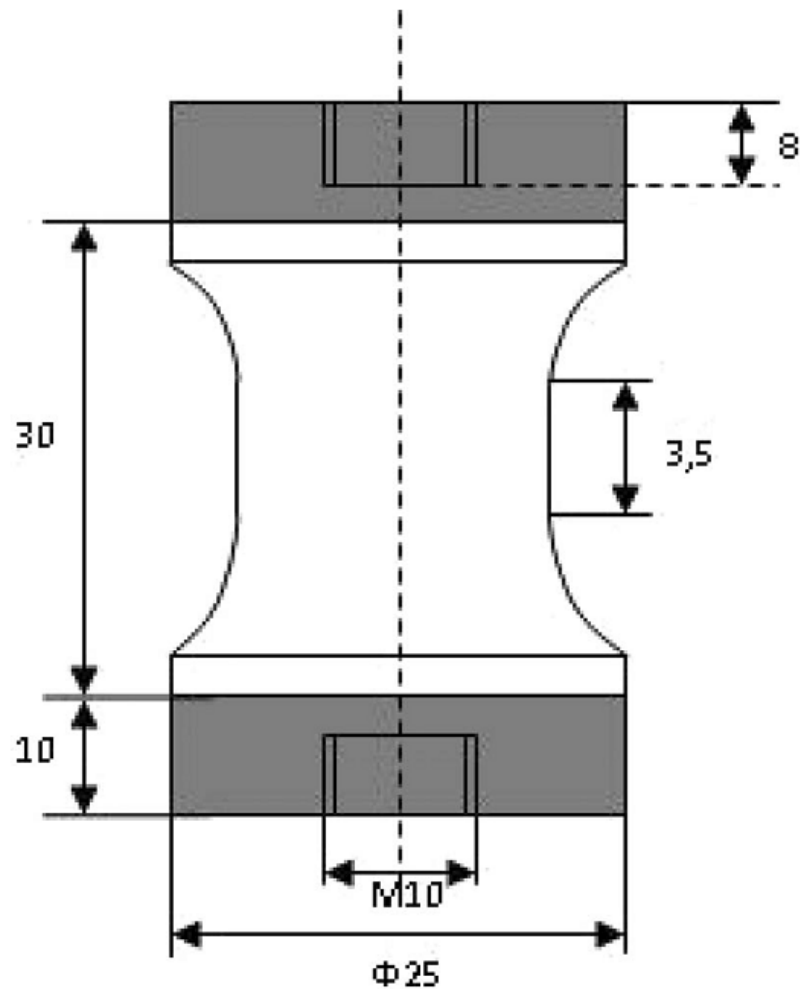


Figure II-8 Epreuve Diabolo

Cette éprouvette est couramment utilisée pour tester le caoutchouc [50,51]. La partie grise est en acier, adhésivé au caoutchouc. La partie métallique est montée sur les mors de la machine d'essai.

Dans cette éprouvette, nous avons tenté des marqueurs hauts et bas.

# 3ème Partie.. RESULTATS EXPERIMENTAUX



## 3.1 Acier 708 M 20

### 3.1.1 Essais sans Marker bands.

Dans cet acier nous avons testés des matériaux avec 4 états de revêtements ou traitement superficiels. Le but étant d'une part, déterminer la résistance à la fissuration dans les 4 états et d'autre part déterminer l'effet éventuel des ajouts de cycles marqueurs sur la cinétique de fissuration.

La Figure III-1 montre l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les 4 états testés.

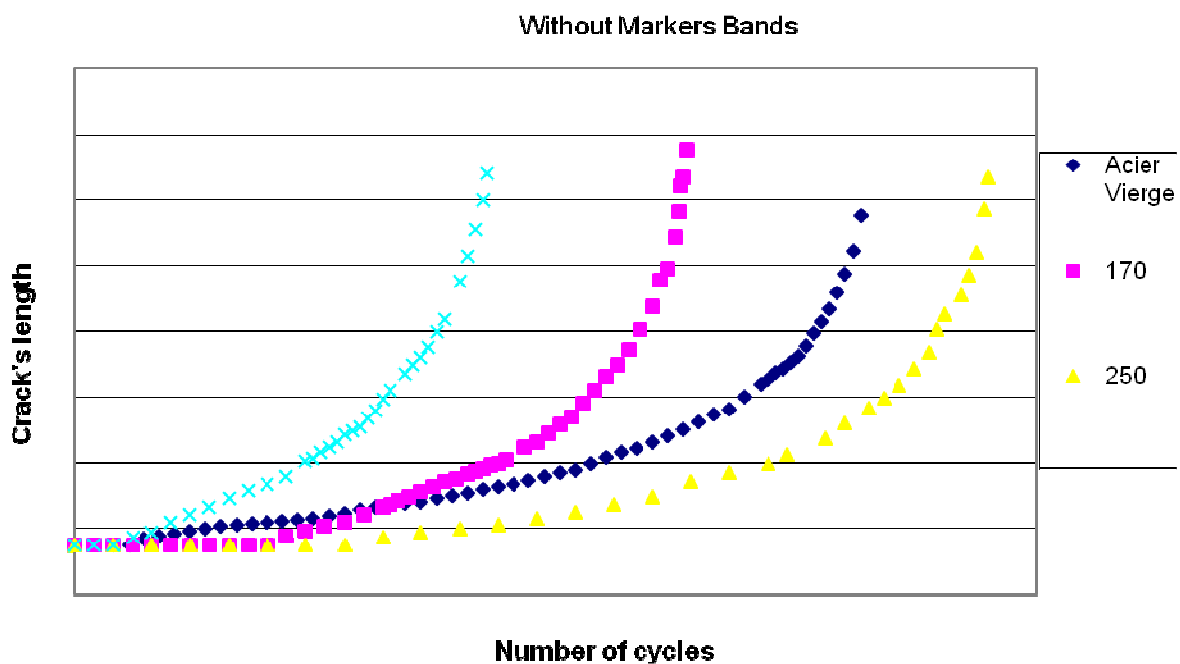


Figure III-1 - Evolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les 4 états testés

On constate ici l'acier dans l'état trempé et revenu à 250°C aurait la meilleure résistance à la fissuration, suivi dans l'ordre suivant, en fonction de la durée de vie totale :

T250> acier vierge> trempé T170 > acier avec revêtement

L'évolution de la vitesse de fissuration est donnée dans la Figure III- 2.

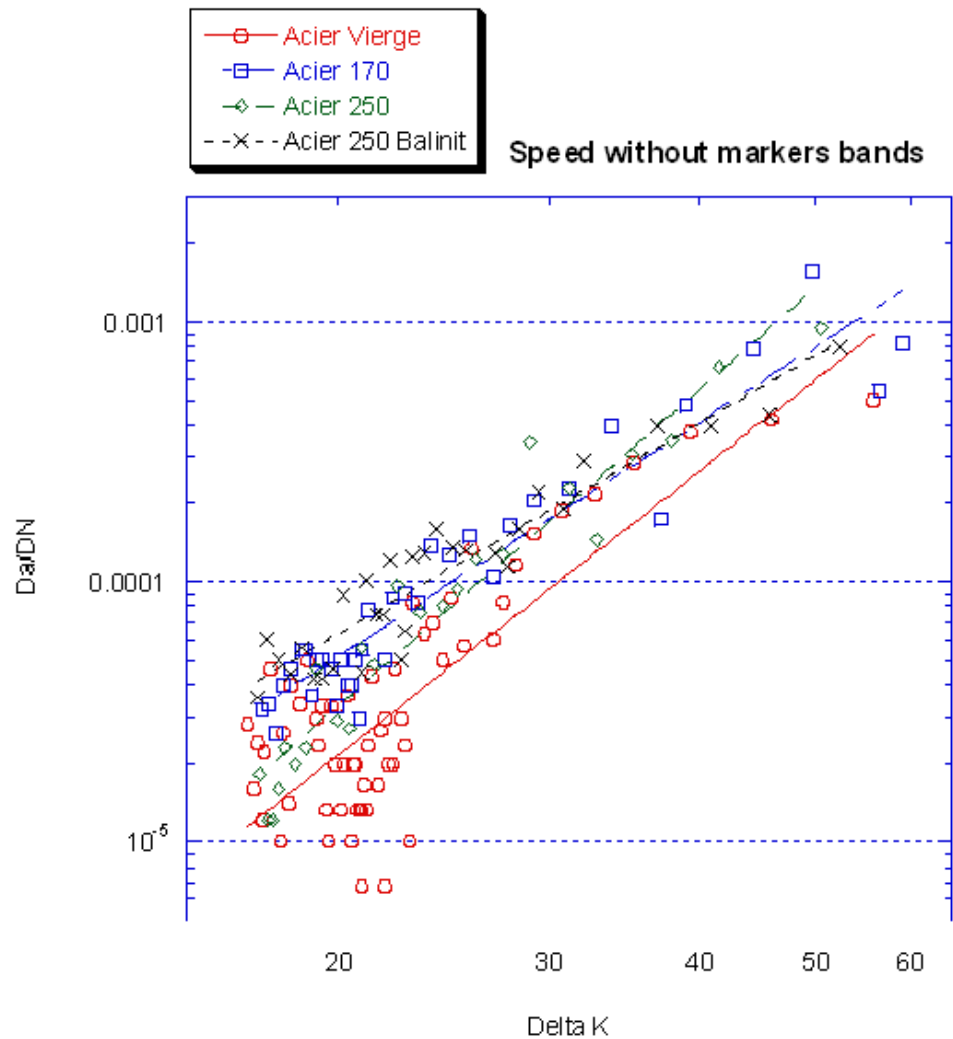


Figure III-2 – Courbes représentant l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de  $\Delta K$  pour les 4 états testés

Il y a une forte dispersion des résultats. A faible vitesses de fissuration, l'acier à l'état vierge aurait la meilleure résistance à la fissuration. Dans la gamme de  $\Delta K$  entre 20 et 35 MPa m<sup>1/2</sup>, la plus faible résistance serait pour l'acier avec le revêtement. Il est difficile d'établir une tendance à  $\Delta K$  élevé.

### 3.1.2 Essais avec Marker bands.

La Figure III-3 montre l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles pour les aciers dans 4 états pour les essais avec des cycles marqueurs. On a appliqué des marqueurs hauts (voir Figure II-5)

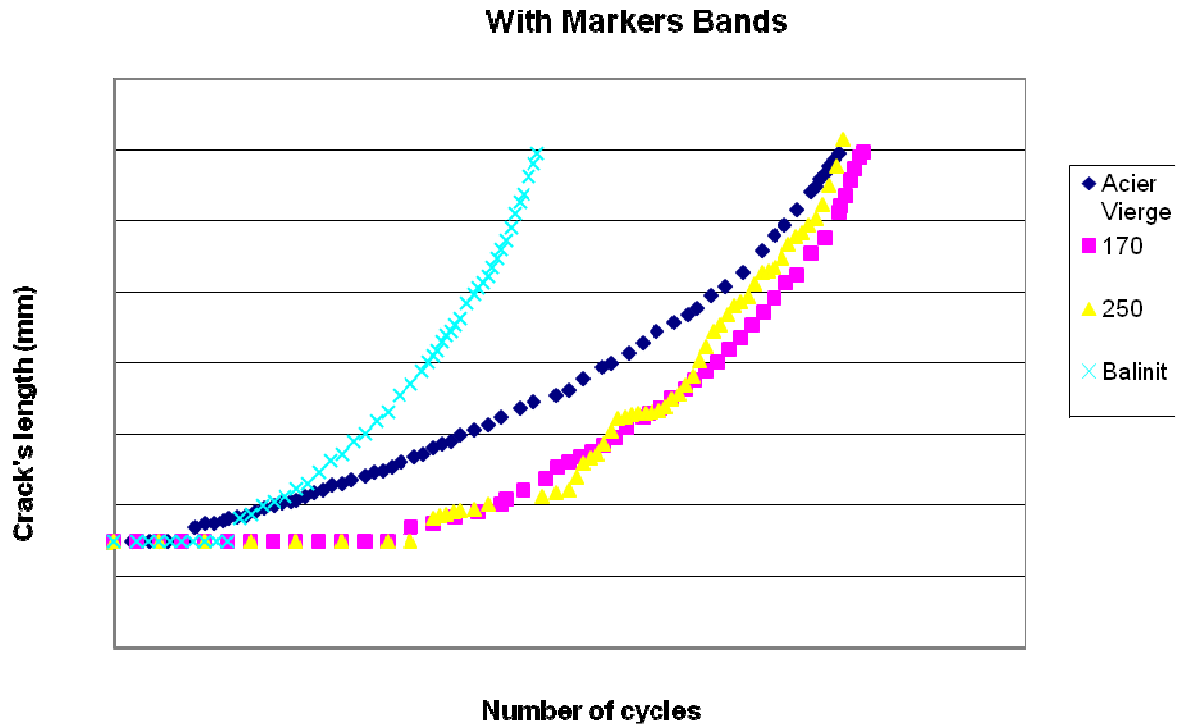


Figure III-3 – Courbes d'évolution de la longueur de fissure pour les essais avec marqueurs.

On constate le classement suivant en terme durée de vie

T170>T250> vierge> revêtement

Les différences entre les états T170 et T250 sont négligeables.

Dans l'état T250, on a l'impression la courbe  $a(N)$  montrerait l'existence des effets de retards.

La Figure III- 4 montrent les courbes  $da/DN - \Delta K$  pour ces essais.

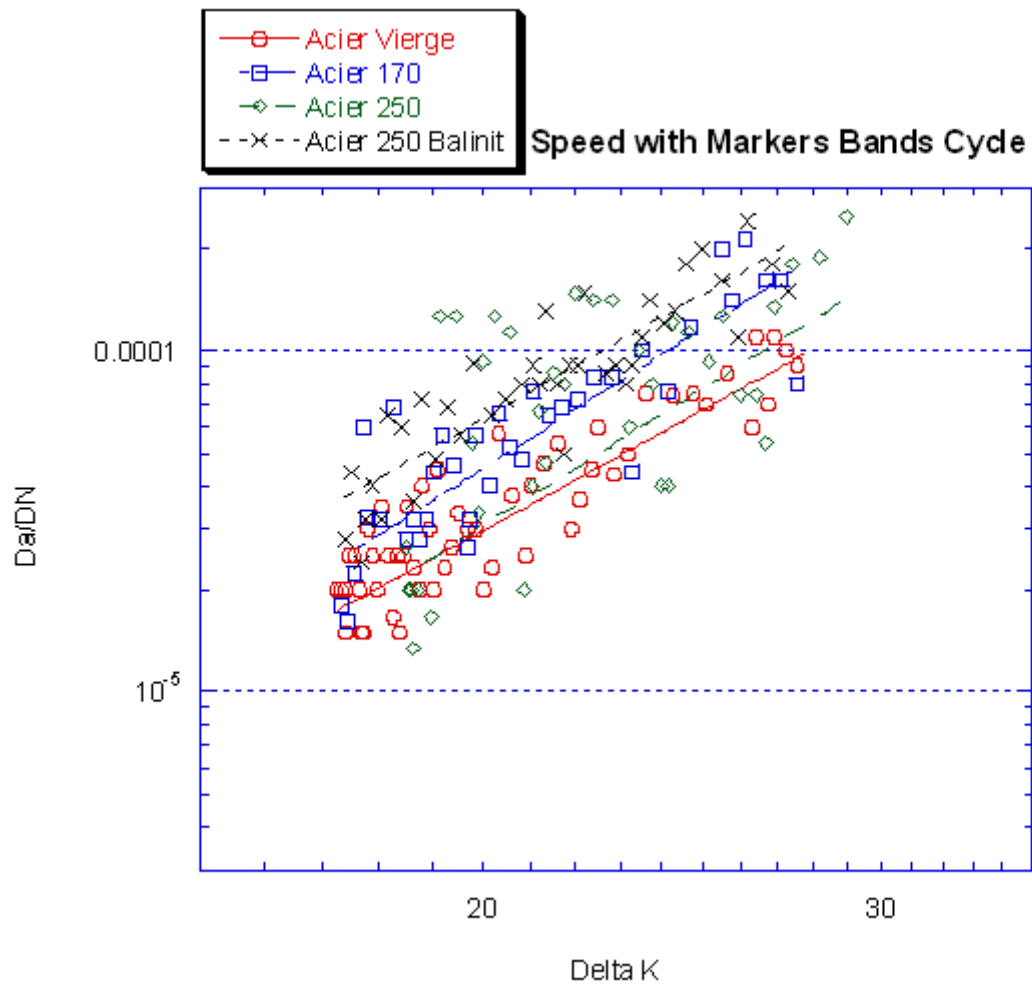


Figure III-4 – Courbes représentant l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de  $\Delta K$  pour les 4 états testés avec des cycles marqueurs

En termes de résistance à la fissuration, malgré une forte dispersion des résultats, on peut constater que l'acier avec le revêtement aurait une moins bonne résistance par rapport à l'acier vierge. Il est difficile de se prononcer sur le comportement des autres états de traitement thermique.

Une analyse plus poussée a été faite pour quelques essais pour faire apparaître l'effet éventuel des cycles marqueurs.

La Figure III-5 montre la comparaison de l'évolution des vitesses de fissuration pour l'acier vierge, pour des essais avec ou sans cycles marqueurs :



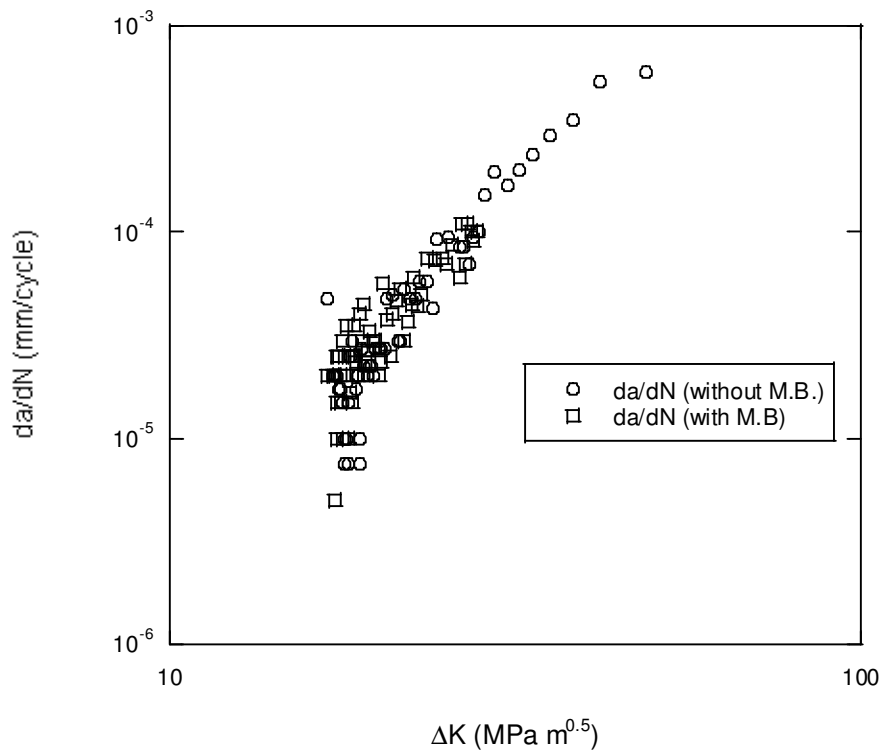


Figure III-5 Comparaison de la résistance à la fissuration pour des essais avec ou sans cycles marqueurs [52]

2 autres essais ont été faits qui font apparaitre le seuil de non fissuration :

On peut constater ici que les vitesses de fissuration sont tout à fait semblables pour les essais avec ou sans cycles marqueurs, pour une gamme de vitesses  $4 \cdot 10^{-7} < da/dn < 10^{-4}$  mm/cycle.

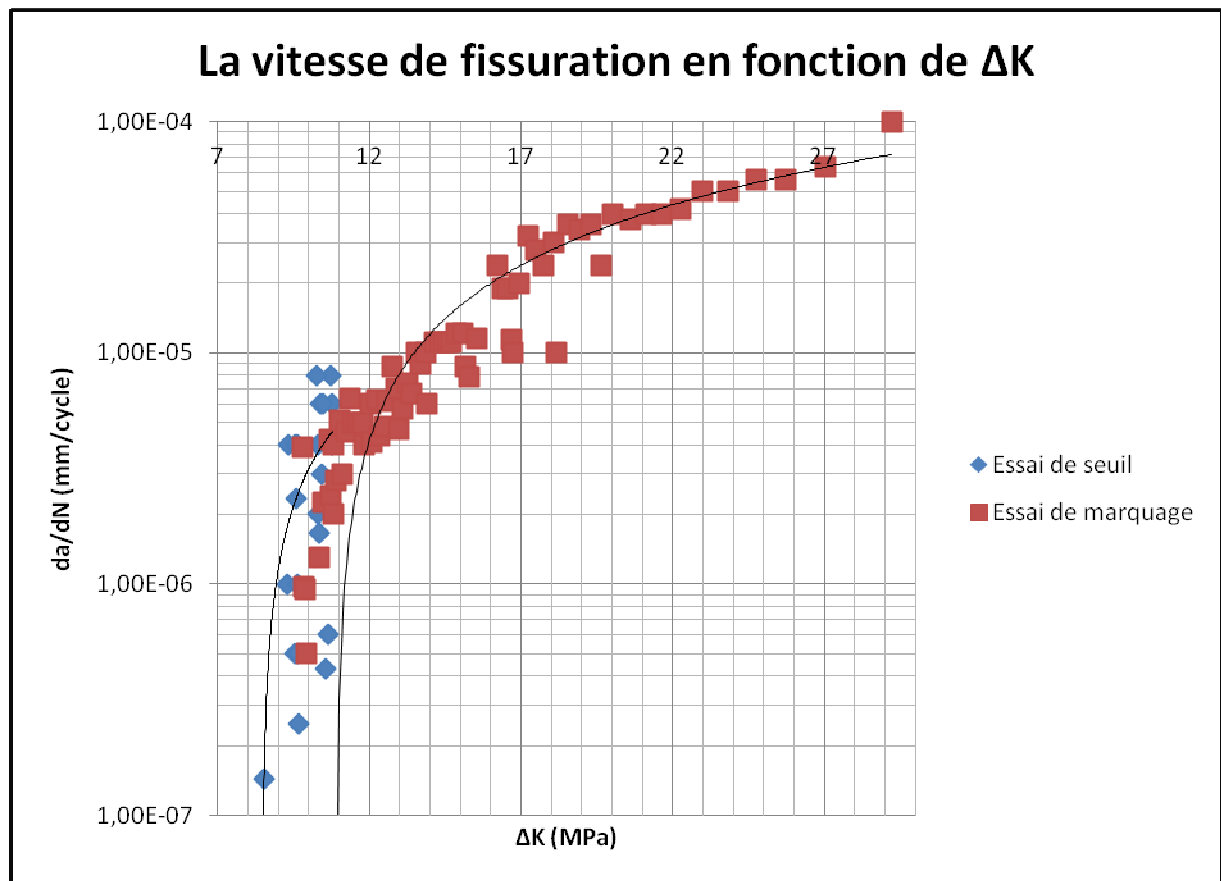


Figure III-6 Résistance à la fissuration à faible  $\Delta K$  – acier vierge

Un deuxième cas analysé concerne l'acier traité à 170°C. Les résultats sont représentés dans la Figure III-7.

Dans ce cas, une plus forte dispersion des résultats est observée. Malgré cette dispersion, on constate que les évolutions des vitesses de fissuration sont similaires pour les essais avec ou sans marqueurs.

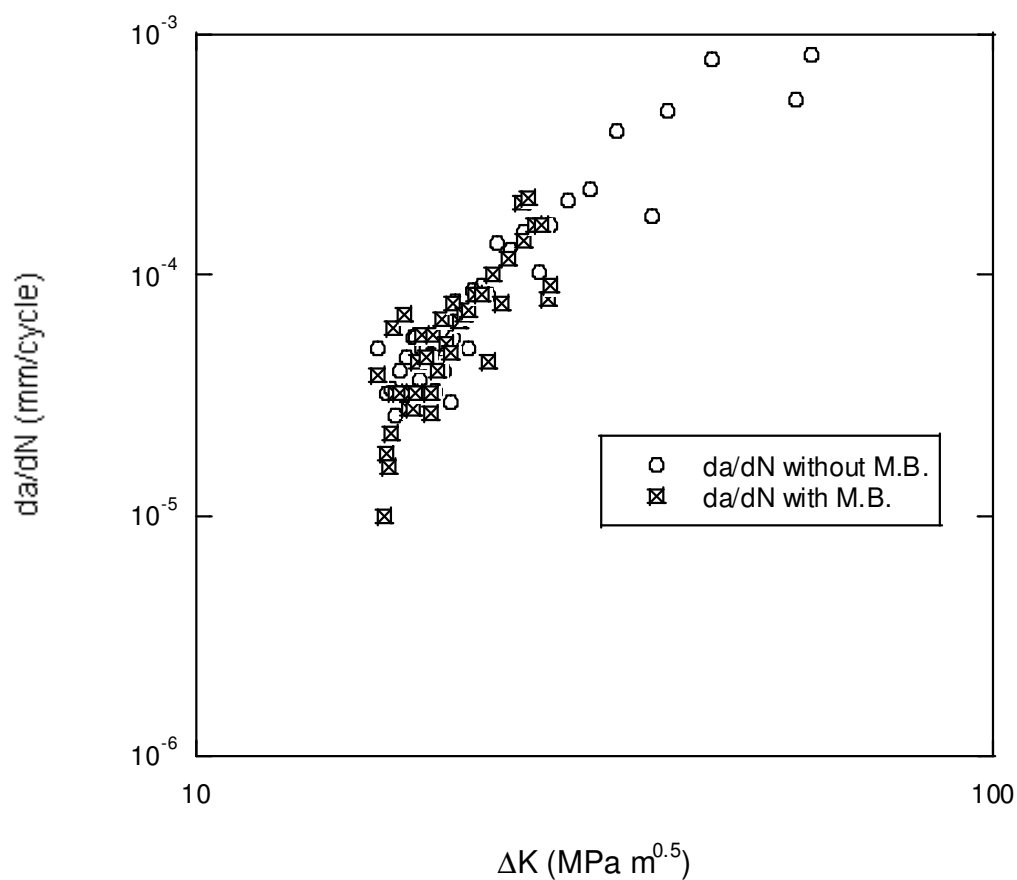


Figure III-7 Comparaison des résistances à la fissuration– acier traité à 170°C.

### 3.1.3 Observation des cycles marqueurs

Après les essais, les surfaces de rupture on étudie les cycles marqueurs. Ces observations ont été faites dans MEB JEOL 6480 LV du laboratoire LMR.

Plusieurs types d'observations ont été faits, soit en électrons secondaires ou des électrons retro diffusés, en contraste atomique où parfois les échantillons inclinés.

Les Figures III-8a et III-8b montrent les observations en électrons secondaires.

La Figure à gauche montre la surface brute et la Figure à droite visualise des cycles marqueurs.

On voit dans la Figure de gauche que la fin des marqueurs est souvent associée à l'apparition des inclusions du type sulfures.

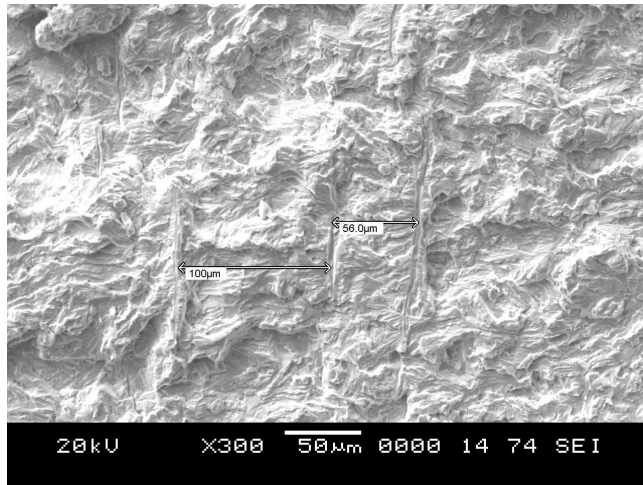


Figure III-8 a surface de rupture

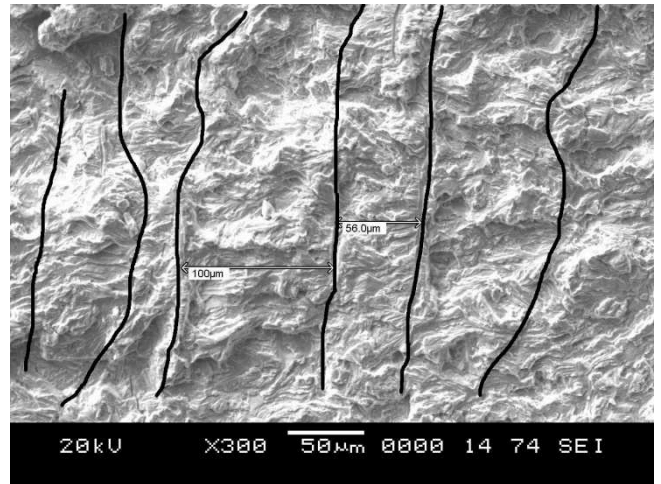


Figure III-8b surface de rupture  
cycles marqueurs visualisés

Un deuxième exemple est montré dans les Figures III-9a et III-9b.

Sur les Figures III-8b et III-9b, on voit que les marqueurs sont irréguliers à travers le front de fissure.

Ceci indique la mesure de distance entre marqueurs doivent être faites à plusieurs endroits (à travers le front de fissure) et on doit établir des distances moyennes.

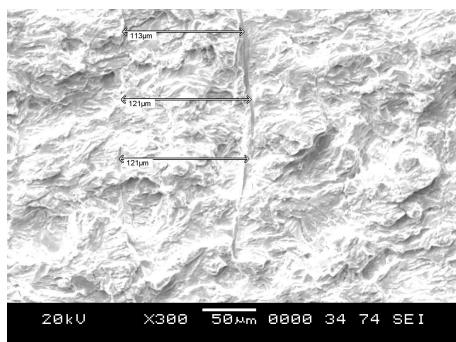


Figure III-9a surface de rupture

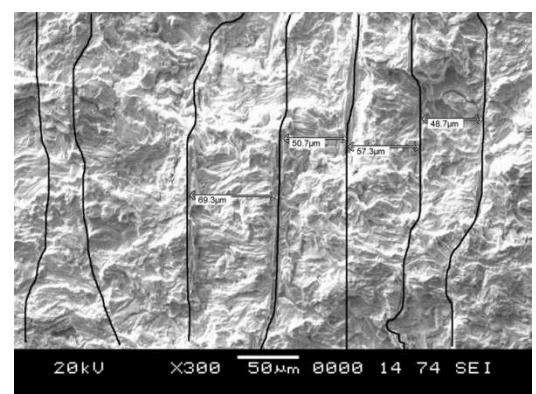


Figure III-9b surface de rupture  
cycles marqueurs visualisés

Sur la Figure III-9b On voit ici que la distance entre les marqueurs peut varier entre 113 et 121  $\mu\text{m}$ .

On a aussi constaté que les cycles marqueurs ne sont pas toujours visibles, un exemple est donné , Figure III-10.

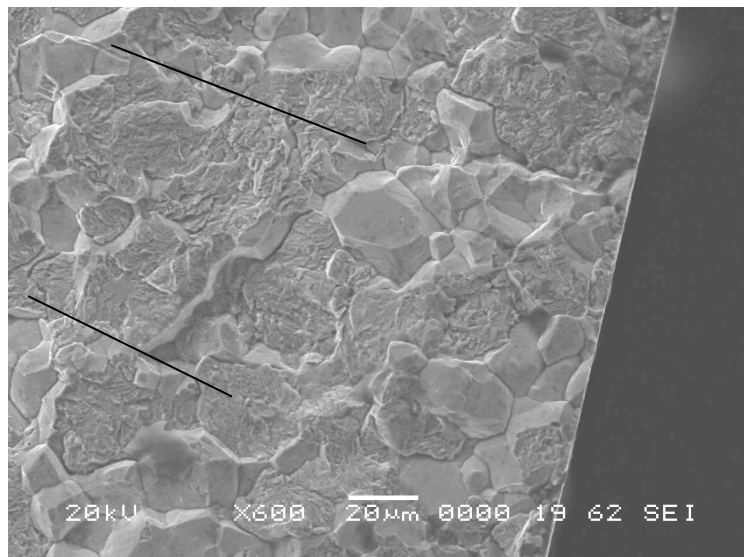


Figure III-10 – Cycles marqueurs qui disparaissent sur des faciès inter-granulaires

Il s'agit ici d'un essai avec un traitement à 170°C. Dans ce cas les marqueurs sont visibles dans le cœur de l'éprouvette (visualisés avec les lignes noires). Près de la surface traitée (il s'agit ici d'une carburation superficielle) , on constate l'existence des faciès inter-granulaires, alors que la fissuration est trans-granulaire à cœur. On voit aussi que les traces des cycles marqueurs disparaissent dans la partie inter-granulaire. C'est une observation importante concernant l'utilisation de cette technique dans le cas des matériaux avec un mode de fissuration inter-granulaire.

A partir de ces essais, on a relevés les distances moyennes entre marqueurs et on a déduit les vitesses moyennes, sachant qu'entre chaque application des cycles marqueurs, il y a 10000 cycles.

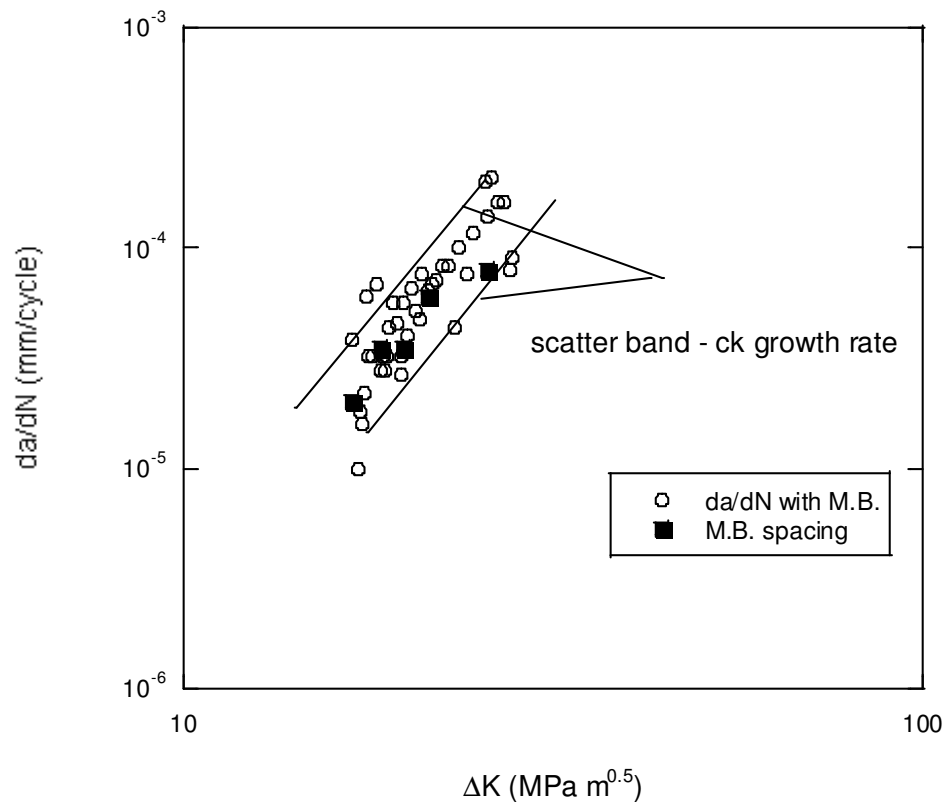


Figure III-11 comparaison entre les vitesses de fissuration macroscopiques et celles déduites à partir de la distance entre les marqueurs [52]

En comparant, les vitesses de fissuration macroscopique, (mesurée à l'aide d'une lunette optique de grossissement 25x) et les vitesses déduites grâce aux cycles marqueurs, on constate que les deux mesures sont toute à fait comparables, Figure III-11.

Cette constatation nous permet d'affirmer l'efficacité de la technique de marqueurs pour la détermination de la cinétique de fissuration à partir d'une analyse au microscope à balayage. De plus cette mesure représente une moyenne déterminée à partir de plusieurs relevées à travers le front de fissure et de ce fait elle est plus représentative comparativement à la mesure des vitesses en surface.

## 3.2 Alliage 7449 T7951

La Figure III-12 montre la résistance à la fissuration de cet alliage.

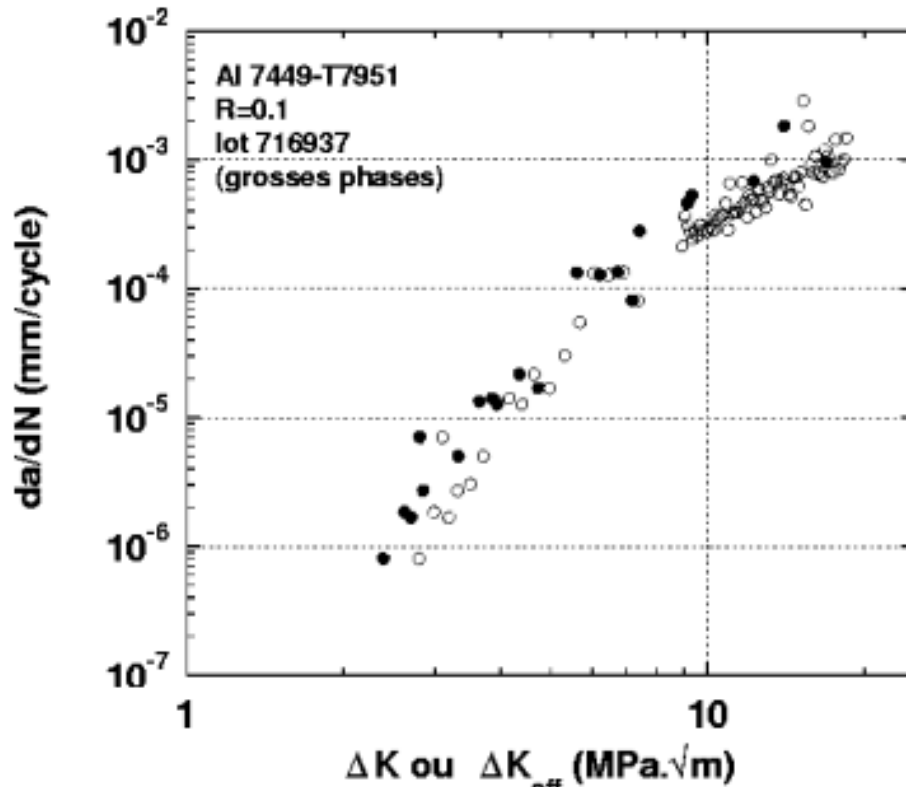


Figure III-12 – Résistance à la fissuration de l’alliage 7449 T7951 [27]

Dans ce matériau, nous avons faits quelques essais de marquages hauts et bas. On a constaté la présence des marquages nets.

La Figure III-13 montre un exemple de marquage bas et la Figure III-14 un marquage haut. Il s’agit des essais sur une éprouvette CT à faibles vitesses de fissuration. On a vérifié que les vitesses moyennes évaluées en fonction des distances entre marquages, sont tout à fait comparables à celles mesurées avec la lunette optique (Figure III-12)

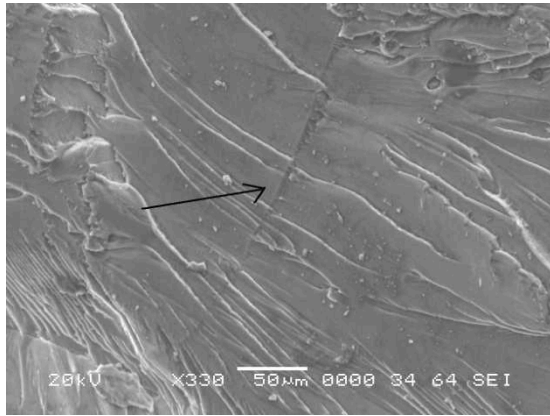


Figure III-13 marquage bas

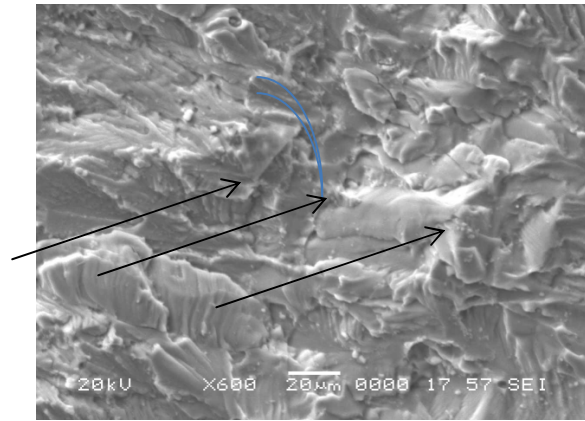


Figure III-14 marquage haut

Nous avons aussi constaté que le front de fissure, visualisé à l'aide des marqueurs, n'est pas rectiligne, et on doit faire plusieurs mesures à différents endroits pour déterminer la distance moyenne entre les marques.



### 3.3 Caoutchoucs

Nous avons vu que les cycles marqueurs sont bien visibles dans les métaux. Nous allons analyser les essais sur les caoutchoucs.

Ces essais ont été faits principalement sur deux types de caoutchoucs – le chloroprène CR29 et le HNBR. Quelques essais ont été fait dans l'EPDM.

Nous allons présenter des observations des cycles marqueurs pour le CR29 et le HNBR.

Figure III-15 montre l'aspect général de la surface de rupture d'un essai sans marquage.

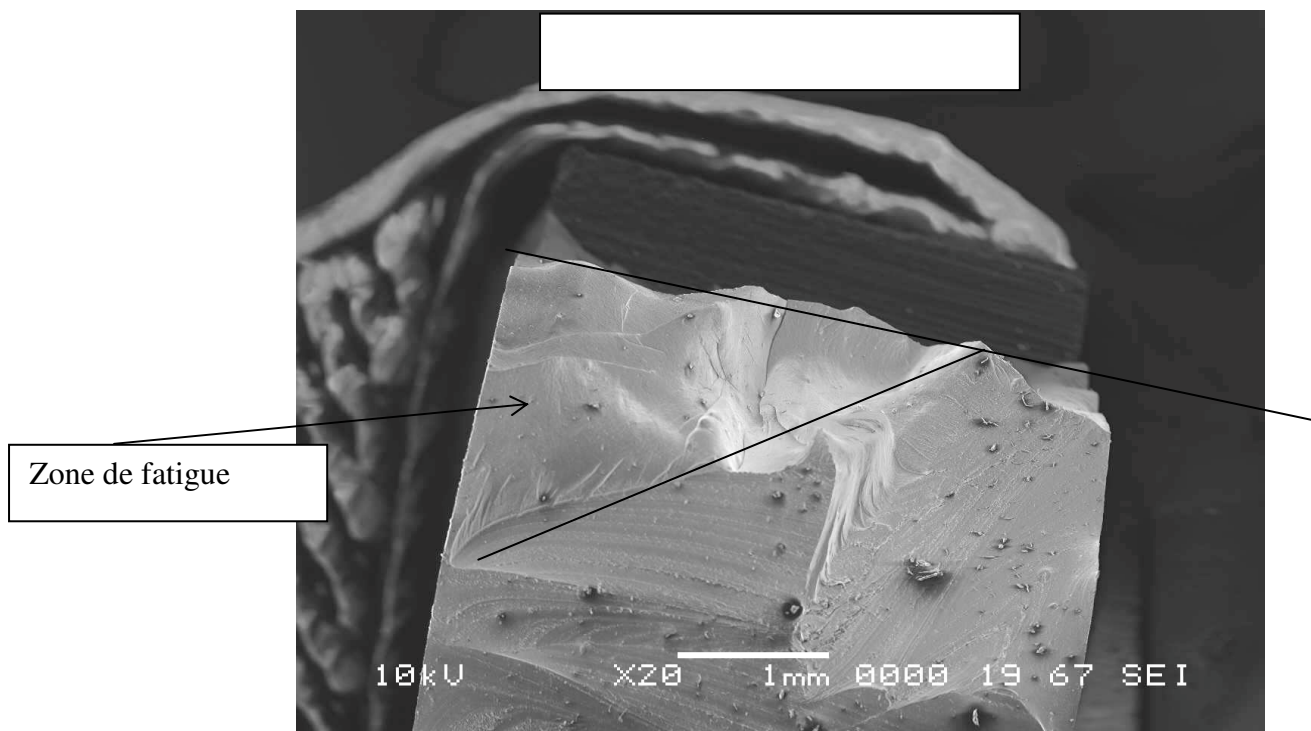


Figure III-15 Aspect général de la surface de rupture

La partie en haut représente l'entaille et la partie plus claire la partie en fatigue. La partie striée correspond à la partie sciée. Nous avons sciée l'éprouvette pour faire apparaître la partie fatigue car l'éprouvette présentait une multiple fissuration. Souvent la fissure était très inclinée par rapport à l'axe de sollicitation.

Figure III-16 monte le début de la partie fatigue. Il est difficile ici de distinguer les détails.

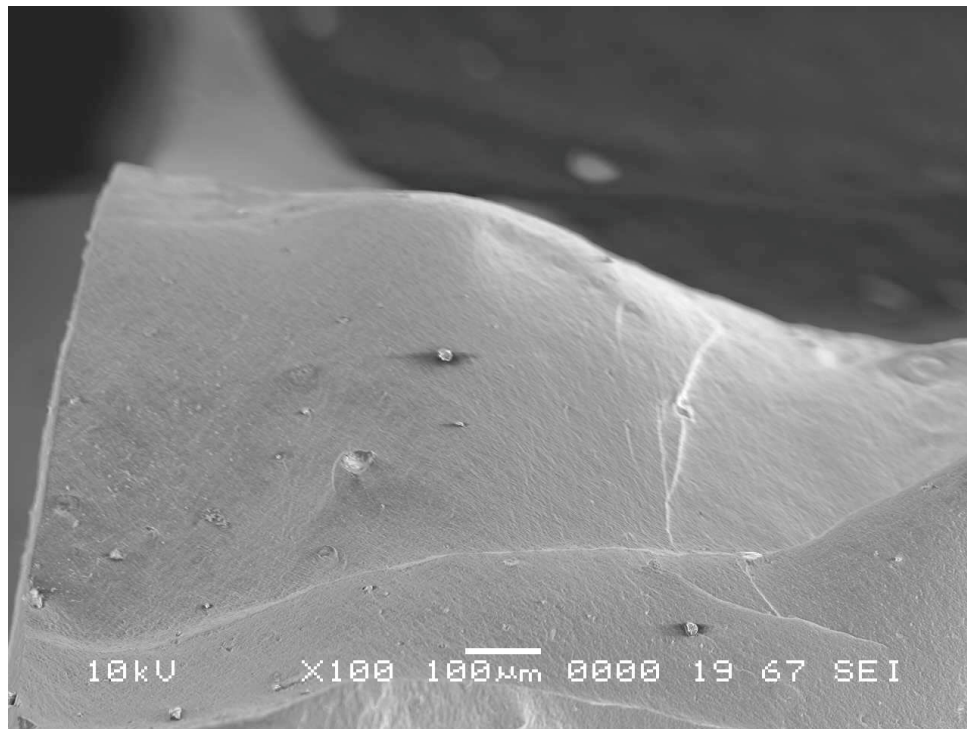


Figure III-16 détail de la partie fatigue dans la Figure III-15

La Figure suivante les détails de faciès plus loin dans la fissuration

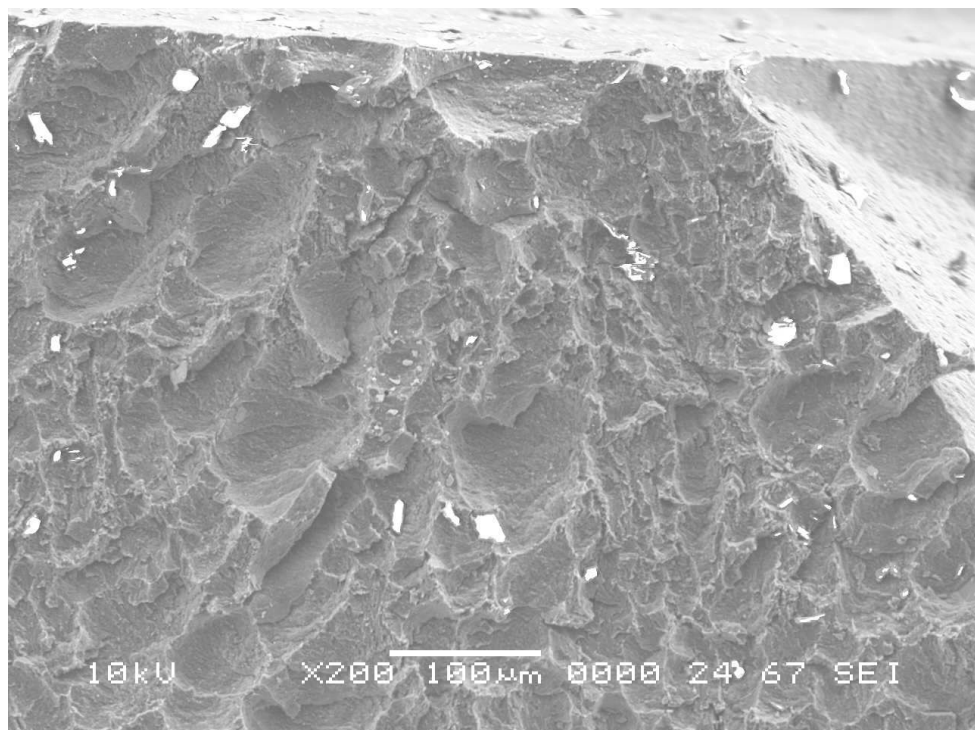


Figure III-17 Faciès accidentés ressemblant aux cupules

On voit ici les détails qui ressemblent aux cupules.

Nous allons maintenant analyser un essai avec des cycles marqueurs.

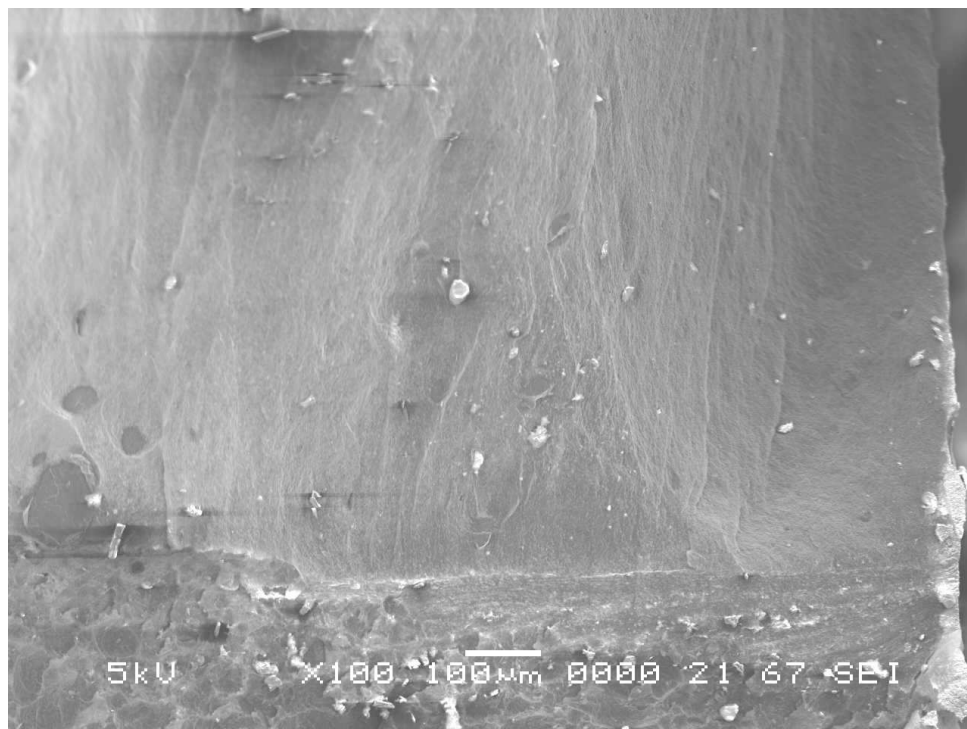


Figure III-18 – Essais avec marquage

Cette Figure montre l'aspect général de la partie fatigue.

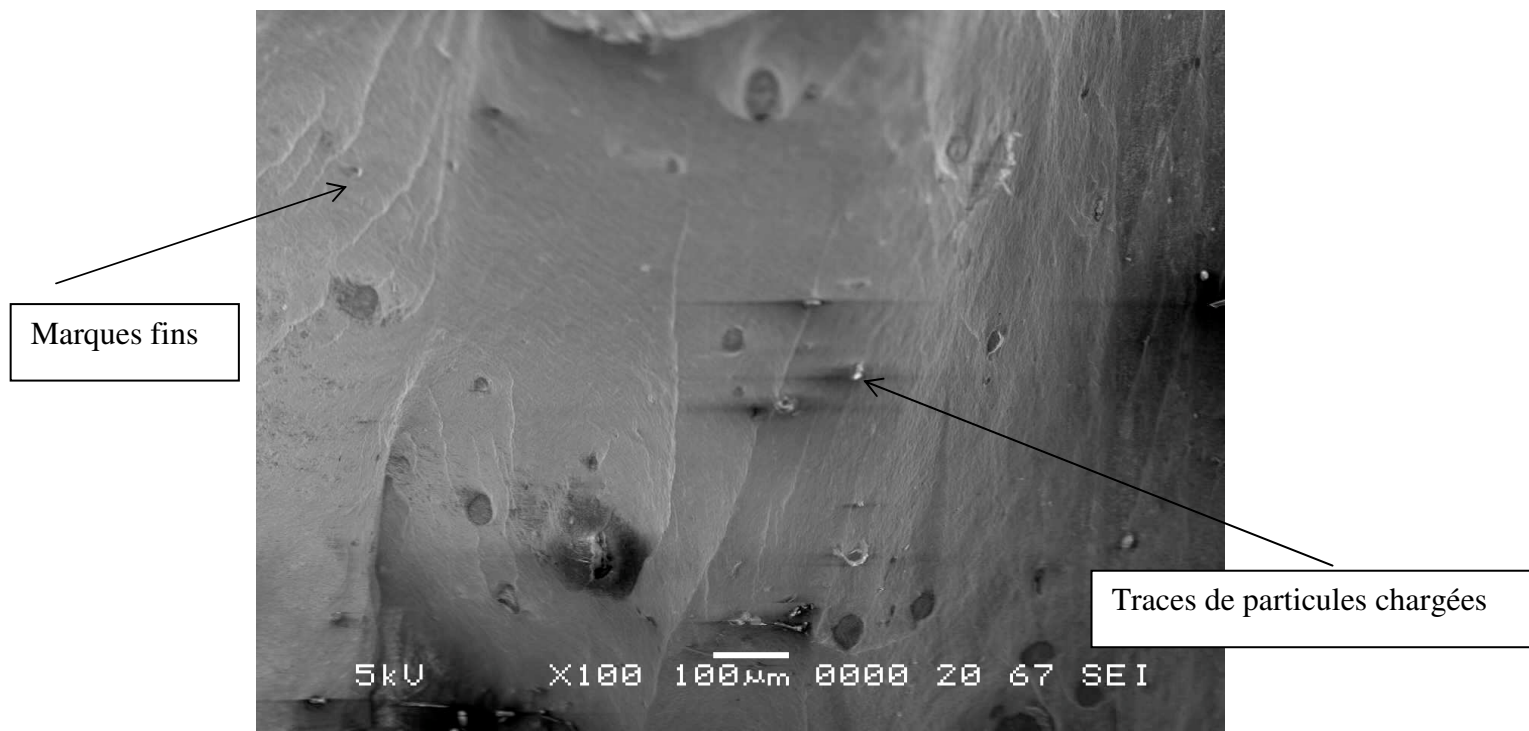


Figure III-19 montre un détail avec des marqueurs fins

Sur Figure III-19 on voit le détail des faciès où on peut apercevoir quelques marqueurs. Il faut pas confondre les lignes représentant les traces laissées par des particules chargées (voir partie droite de la Figure)

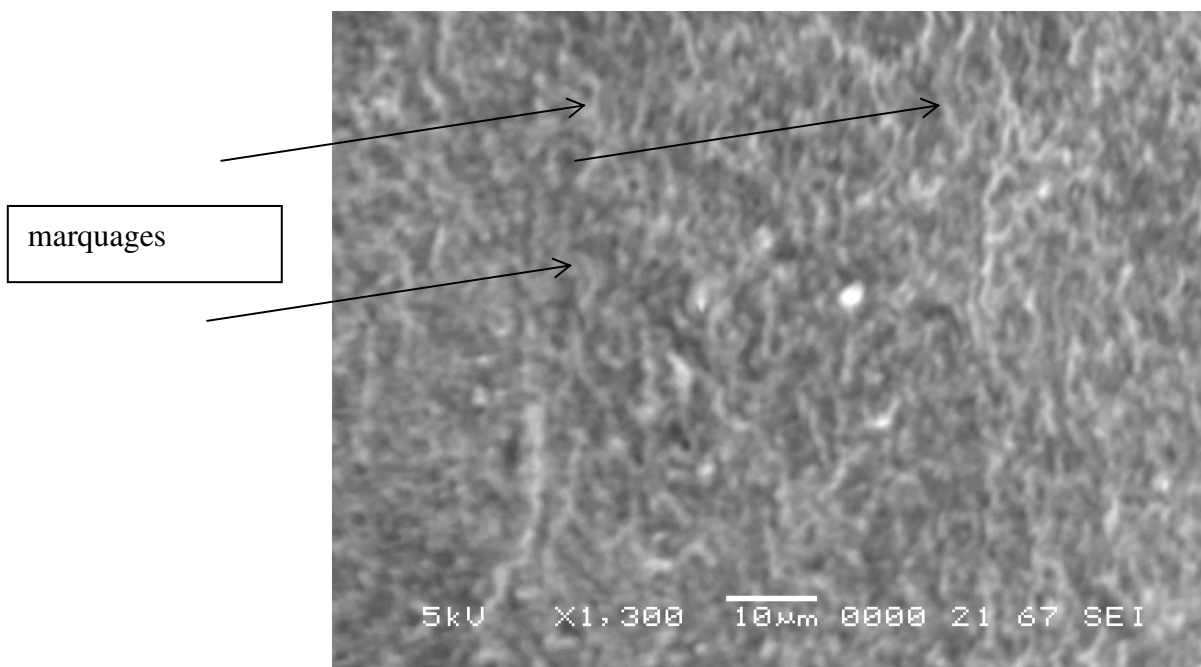


Figure III-20 – Marqueurs dans le CR29

Sur la photo suivante, Figure III-20, on peut apercevoir clairement les cycles marqueurs.

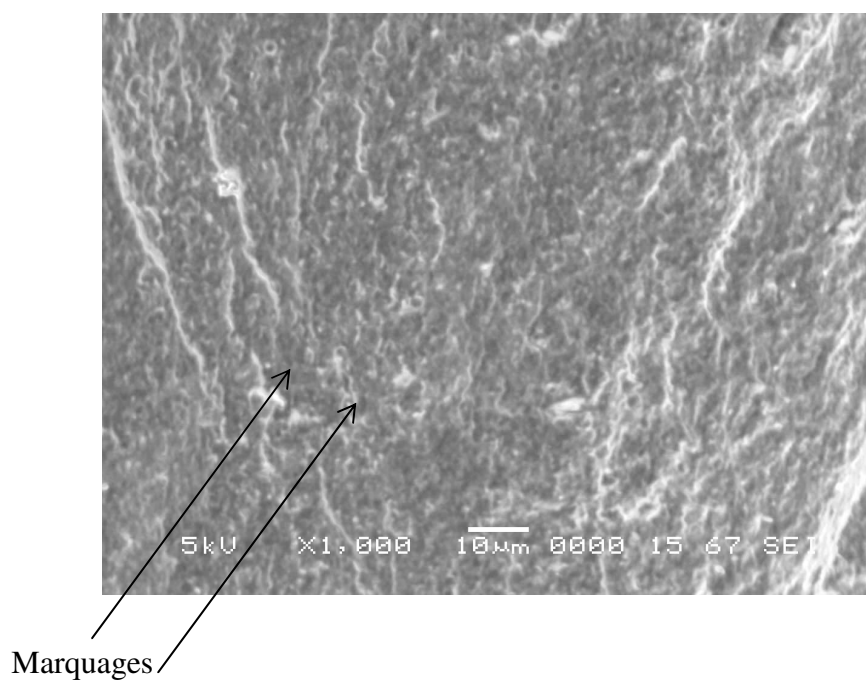


Figure III-21 Deux marques fines



La Figure III-21 montre des marques fines. La distance entre marqueurs de 5  $\mu\text{m}$ , indique une vitesse de propagation locale de  $5 \cdot 10^{-7}$  mm/ cycle.

La photo suivante, Figure III-22 ; montre la fin de l'essai avec les faciès type cupules. On voit aussi les traces laissées par des particules chargées.

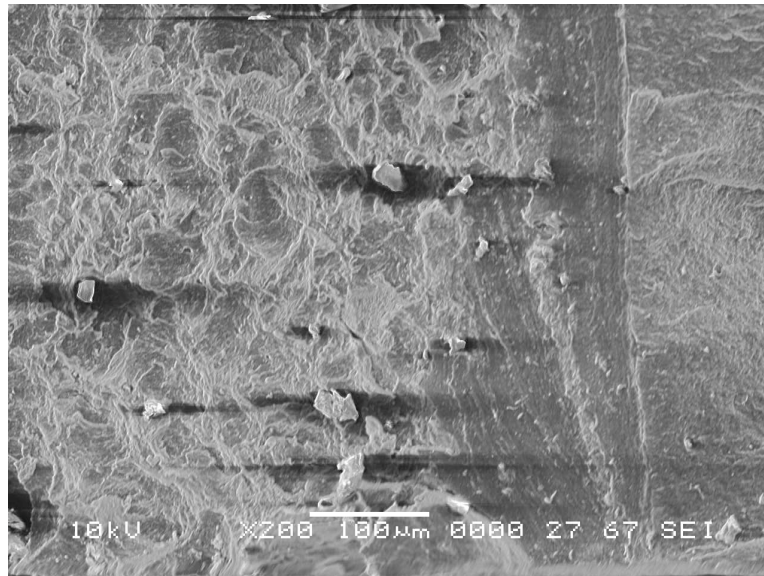


Figure III-22 – rupture finale

La photo suivante, Figure III-23 montre les faciès de rupture sur une autre éprouvette où il est difficile de distinguer les marques.

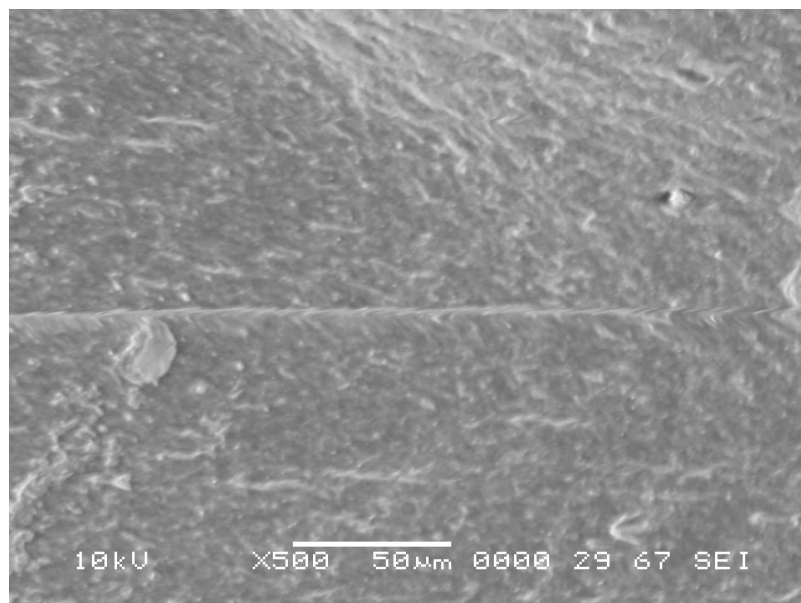


Figure III-23 marquages peu visibles

Nous allons analyser maintenant les résultats des essais obtenus dans le caoutchouc EPDM.

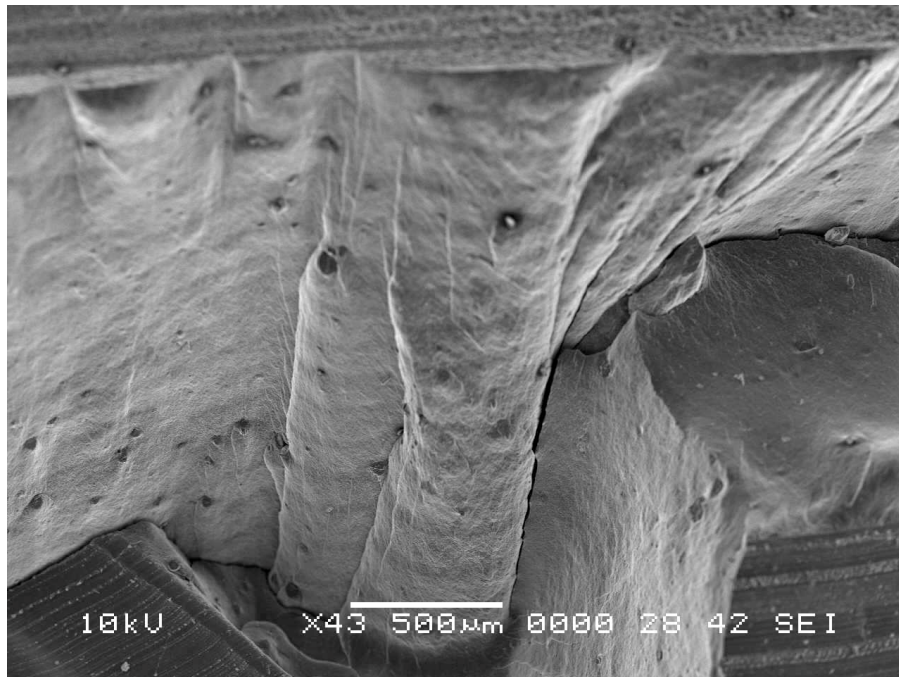


Figure III-24 marquages dans l'EPDM

La photo montre l'aspect général montrant la présence des marqueurs très larges avec une distance entre marqueurs qui varie entre 100 et 300 µm. on parle ici de macro scale.

A plus fort grossissement, on peut distinguer des petites marques comme l'illustre la photo suivante, Figure III-25 :

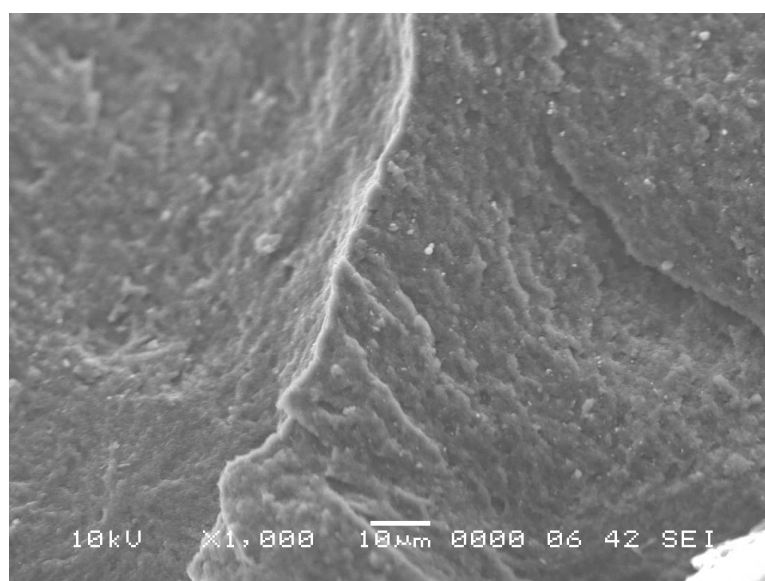


Figure III-25 – marquages fins en bas et à droite de la Figure

En augmentant la résolution, on peut distinguer des toutes petites marques.

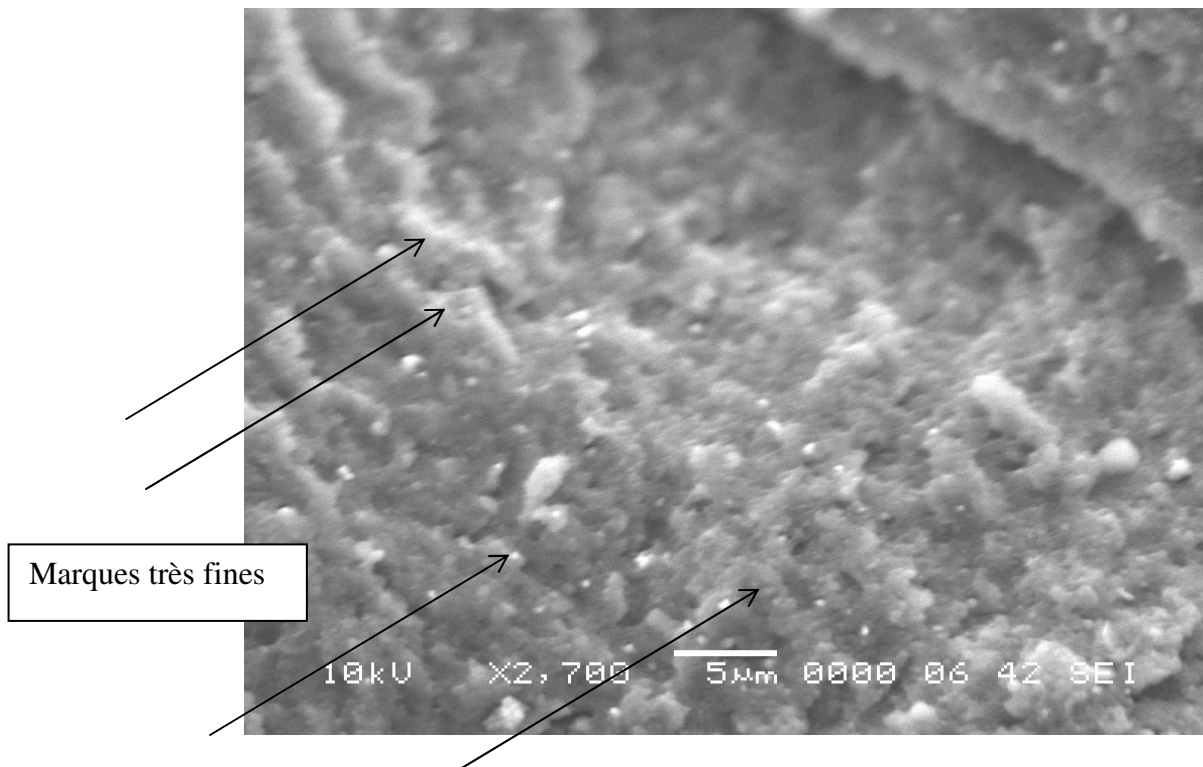


Figure III-26 marquages fins - détails

La distance entre marqueurs est de l'ordre de  $2\mu\text{m}$ , correspondant à des vitesses faibles de  $2 \cdot 10^{-7}$  mm/cycle. i.e. micro escale marquage.

Les Figures III-27 et III-28 montrent d'autres exemples de marqueurs fins.

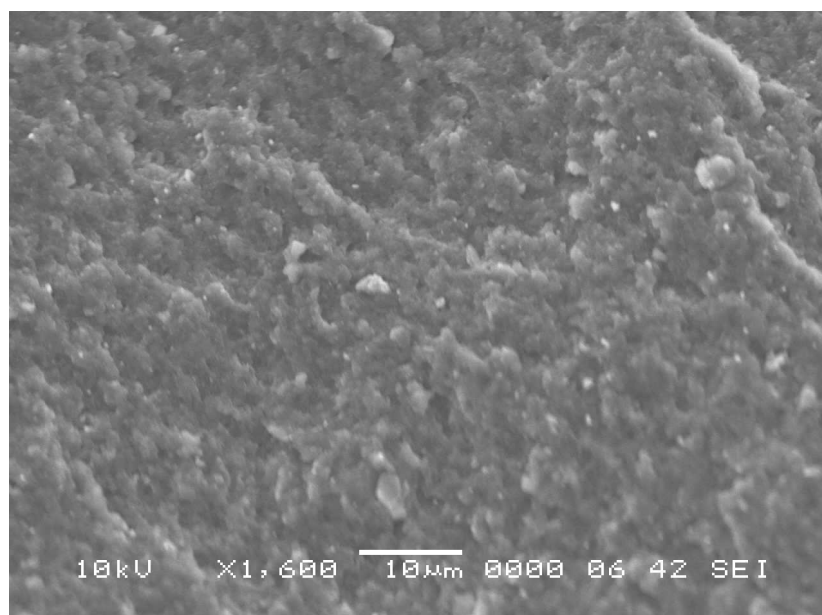


Figure III-27 un autre exemple de marques

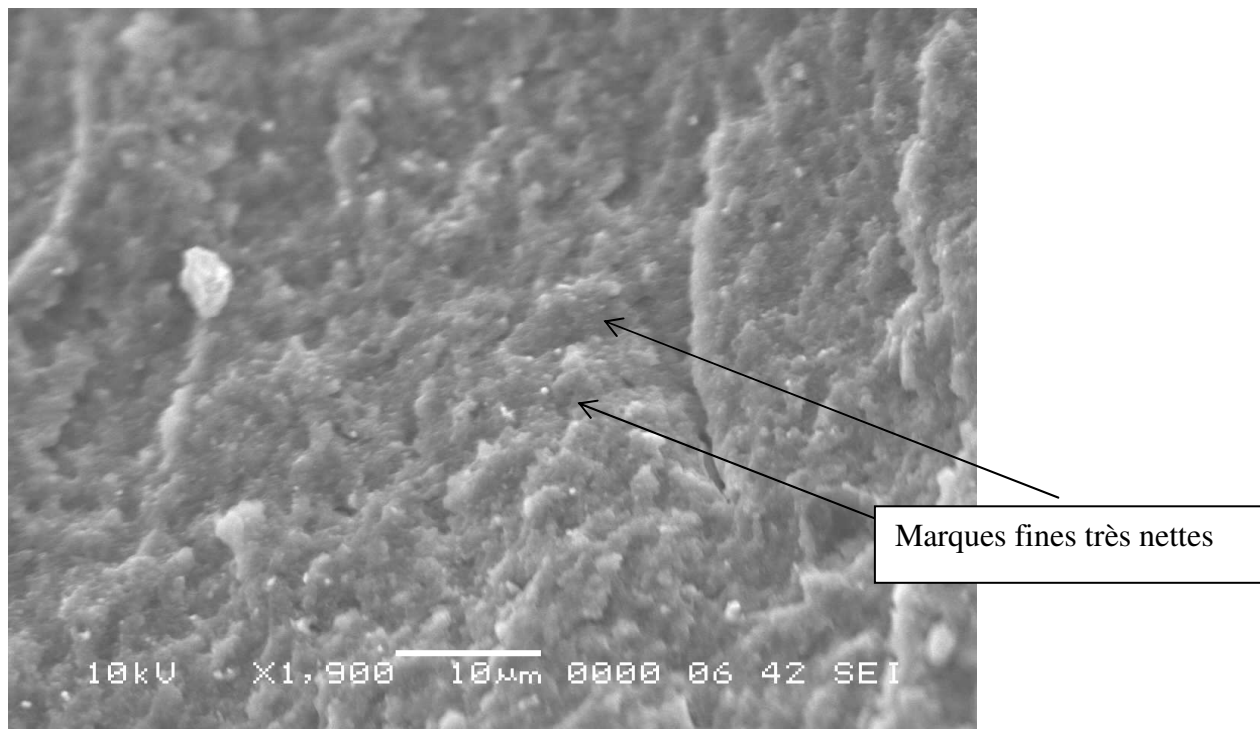


Figure III-28 un autre exemple de marques

A partir de ces observations, on peut donc affirmer que l'on peut utiliser la technique de marqueurs pour étudier la fissuration dans l caoutchouc EPDM.

Le HNBR

Dans ce matériau, nous avons également effectué des essais de cycles marqueurs sur une éprouvette type H2.

La Figure III-29 montre l'aspect général de la rupture.



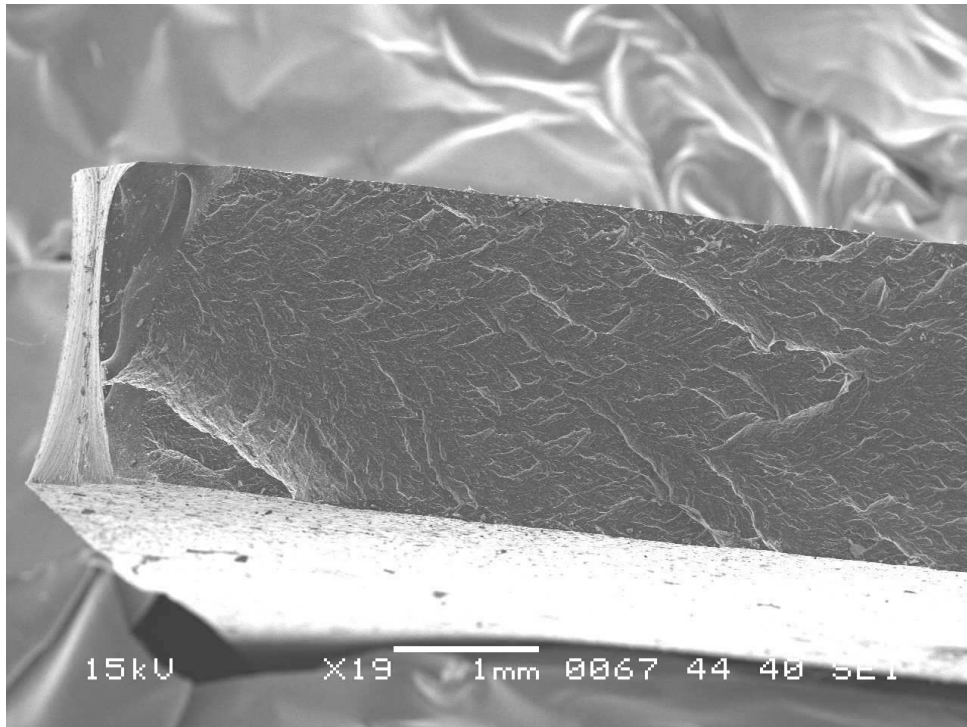


Figure III-29 – Aspect général – caoutchouc HNBR

On voit ici la formation des aspects qui ressemblent aux pétales.

La Figure III\_30 un photo-montage de ces aspects ressemblant aux pétales.

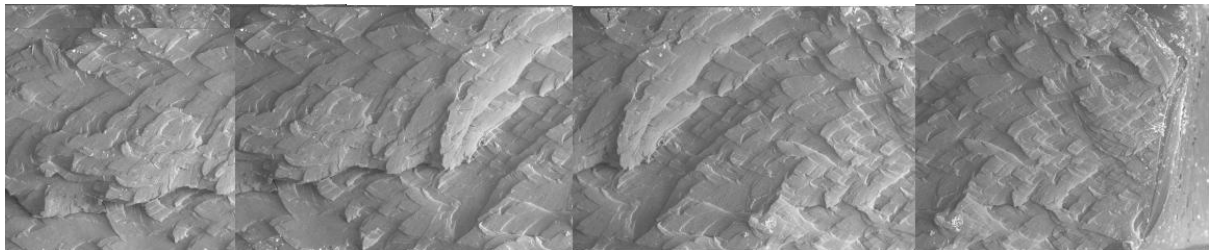


Figure III-30 Evolution des pétales

Les Figures III-31 et III-32 montrent les détails de ruptures à plus fort grossissement, où il est difficile d'apercevoir des cycles marqueurs.

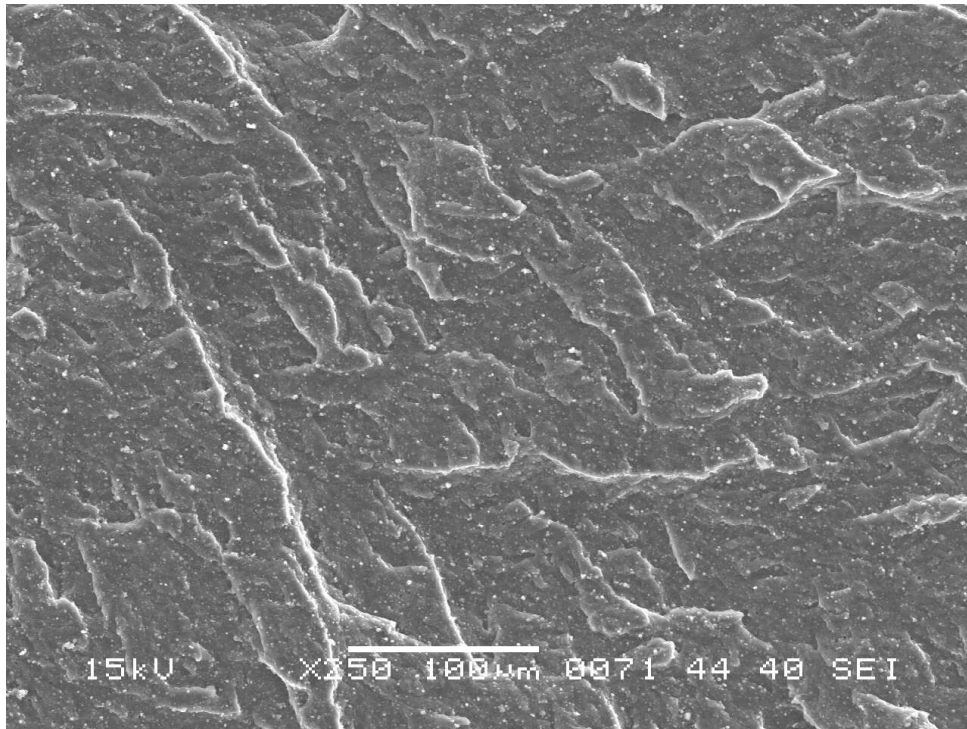


Figure III-31 Détails des pétales

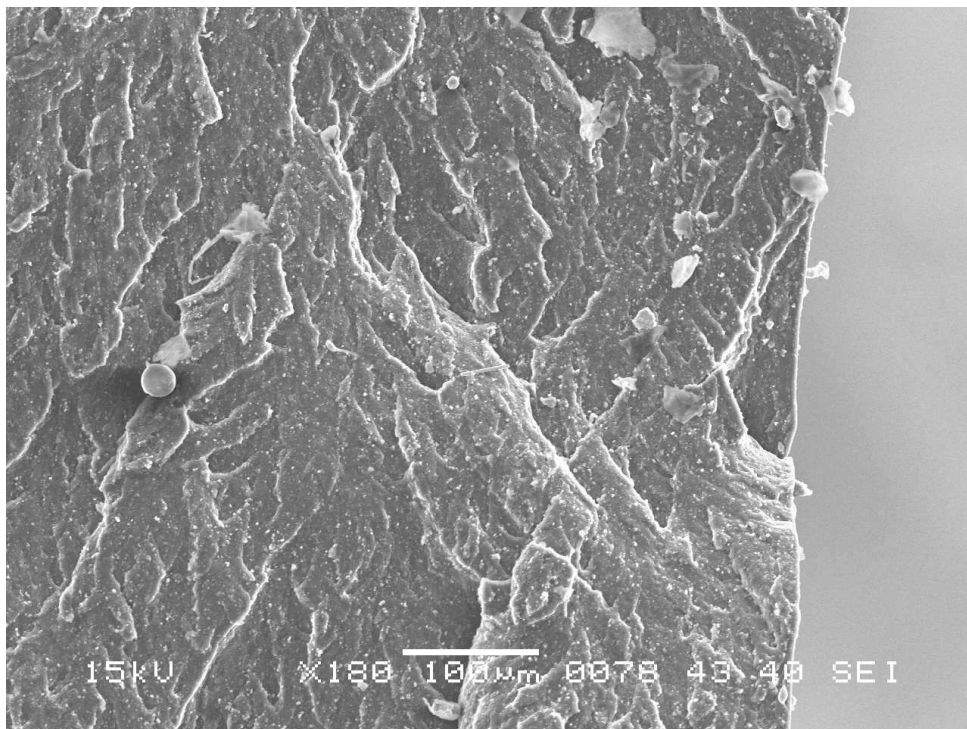


Figure III-32 Détails des pétales bis

Ces aspects doivent être comparés à ceux observés dans ce caoutchouc dans le cas des essais à chargement d'amplitude constante.

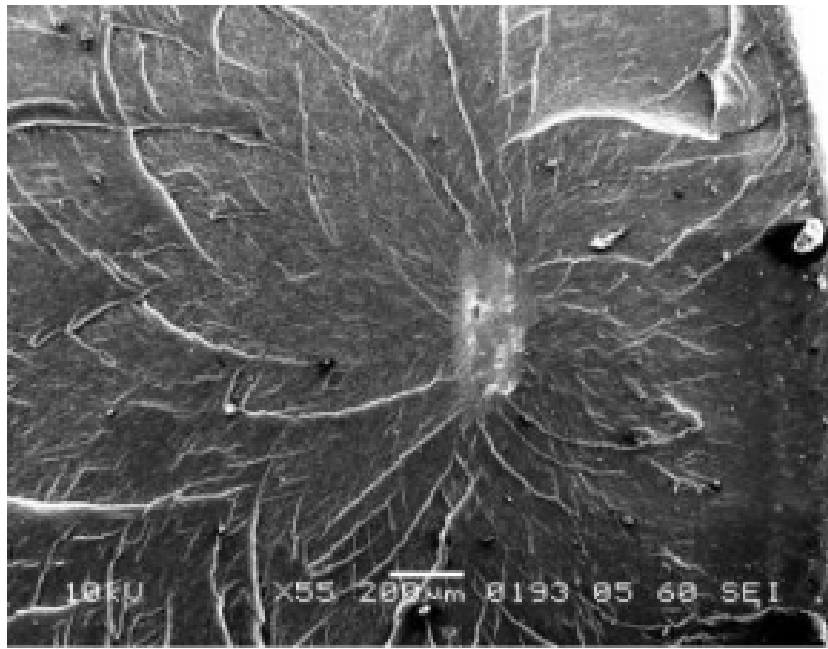


Figure III-33 faciès à pétales dans le HNBR [53]

On voit ici que la formation des aspects du type pétales masque éventuellement les marqueurs. Il a été montré que la morphologie de ces faciès typiques dépend principalement [54] du type de noir de carbone dans le caoutchouc. On ne peut pas appliquer la technique de marquage pour ce matériau.

## 4eme Partie .. ANALYSE ET DISCUSSION

Ce chapitre est divisé en trois parties. Dans un premiers temps, nous allons identifier les cycles marqueurs sur des échantillons du laboratoire préalablement testés. Le but étant de comprendre les types de marqueurs et éventuellement les mécanismes associés et l'exploitation éventuelle des résultats.

Dans la seconde partie, nous allons appliquer la technique de marqueurs pour le cas de la fissuration au fond d'une entaille mécanique. Dans la dernière partie nous allons analyser quelques essais de marquages dans le caoutchouc CR29.

## 4.1 Analyse des cycles marqueurs dans des éprouvettes du laboratoire :

### 4.1.1 Essai de surcharges

Dans cette partie nous allons faire des études fractographiques dans des éprouvettes anciennes du laboratoire afin d'identifier les types de marquage éventuels.

Le premier échantillon est une éprouvette CT.

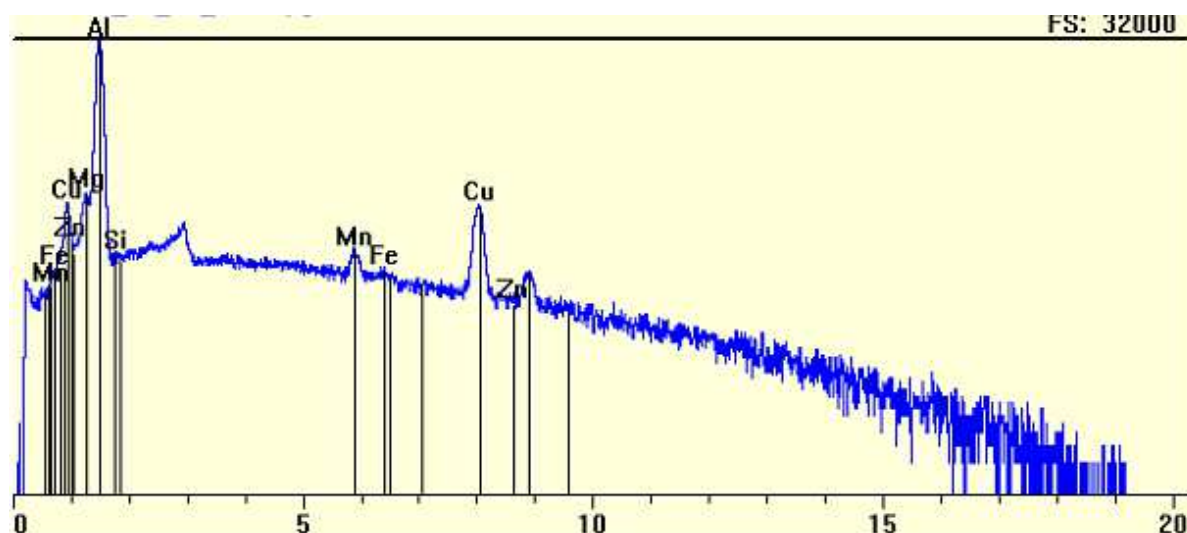


Figure IV- 1 Spectres de Rayons X et identification des éléments

Dans un premiers temps, nous faisons une analyse en Rx pour déterminer les éléments constituant le matériau. On détecte la présence des éléments suivants en majorité : Al, Cu, Mg et Mn. La Figure IV-1 montre le spectre EADX, obtenu avec le sonde PGT, qui fait partie du MEB JEOL 6480 LV.

Le tableau IV-1 présente l'analyse sémi-quantitative effectuée avec le logiciel Spirit.



| Element | Line | keV   | KRatio | Wt%    | At%    | At Prop | ChiSquared |
|---------|------|-------|--------|--------|--------|---------|------------|
| Si      | KA1  | 1.740 | 0.0003 | 0.08   | 0.08   | 0.0     | 376.65     |
| Zn      | KA1  | 8.637 | 0.0000 | 0.00   | 0.00   | 0.0     | 1.38       |
| Fe      | KA1  | 6.403 | 0.0016 | 0.17   | 0.09   | 0.0     | 0.97       |
| Al      | KA1  | 1.487 | 0.6406 | 85.90  | 91.78  | 0.0     | 376.65     |
| Cu      | KA1  | 8.046 | 0.0909 | 10.65  | 4.83   | 0.0     | 1.38       |
| Mn      | KA1  | 5.898 | 0.0076 | 0.86   | 0.45   | 0.0     | 0.97       |
| Mg      | KA1  | 1.254 | 0.0167 | 2.34   | 2.78   | 0.0     | 376.65     |
| Total   |      |       | 0.7577 | 100.00 | 100.00 | 0.0     | 265.66     |

Tableau IV-1 – répartition semi-quantitative des éléments principaux

Les proportions relatives des éléments présents indiquent une composition proche de l'alliage 2024 , dont la composition théorique était présentée dans le tableau II-5

La photo suivante, Figure IV-2, montre l'aspect général de le surface de rupture.

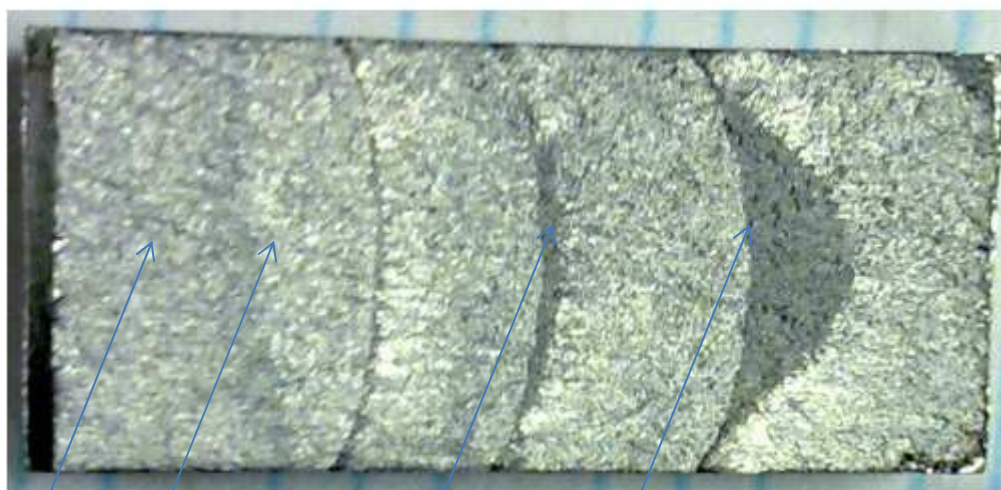


Figure IV-2

Marque fine

Marques sombres

On peut distinguer ici quelques marques fines et des marques sombres dont la taille et la forme évoluent avec la progression de la fissure. Selon la courbure des marques sombres, on peut identifier la direction de propagation allant de gauche à droite dans la photo.

Une analyse détaillée de la surface de rupture de l'alliage permet d'identifier les zones suivantes sur la fractographie - figure IV-3

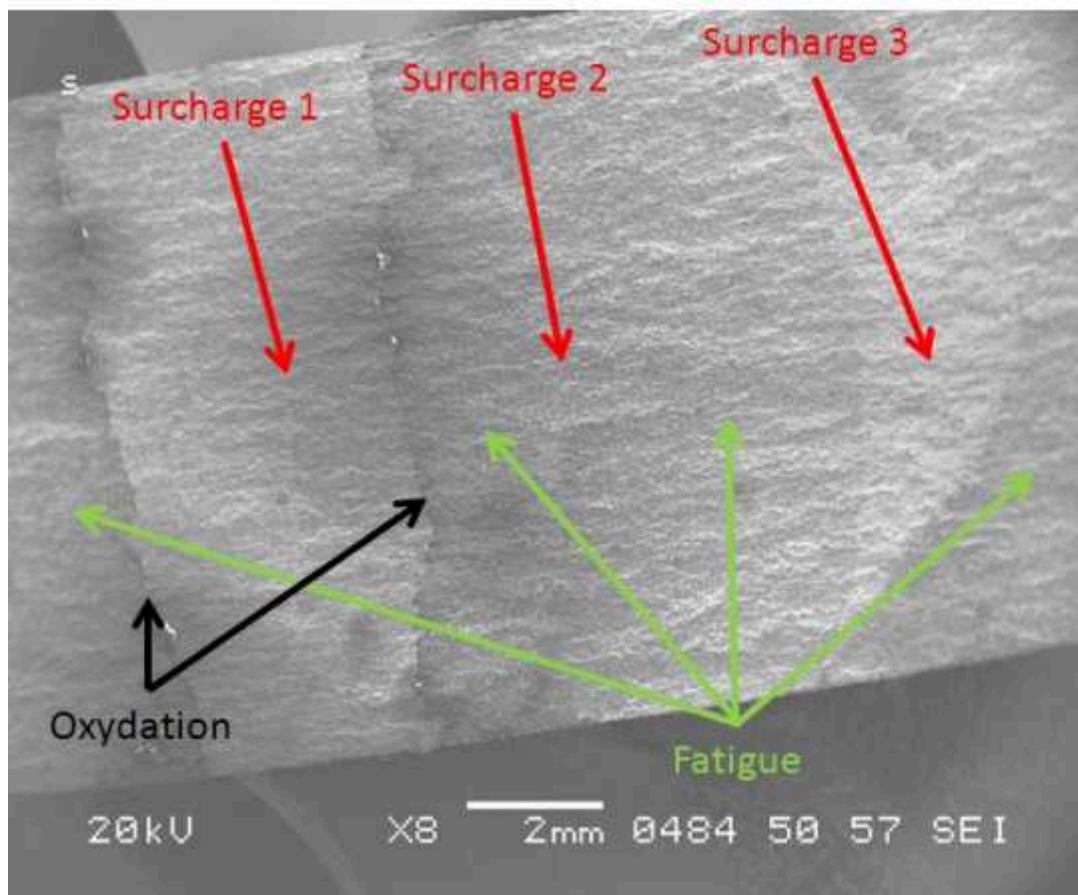


Figure IV- 3 Identification des marques

Il s'avère que les marques fines seraient des zones d'oxydations et les marques sombres des zones de surcharges. La provenance de l'échantillon a été vérifiée par son auteur [26]. Il s'agit des essais de surcharges à 100% effectués dans l'alliage 2024 T351. De gauche à droite – les 3 surcharges, correspondent à la valeur de  $\Delta K$  allant de  $12 \text{ MPa m}^{1/2}$  à  $18.7 \text{ MPa m}^{1/2}$ .

Les marques d'oxydation viendraient sans doute de l'effet de l'atmosphère ambiante sur le métal car il a été stocké sans aucune protection.

Nous allons maintenant analyser les marques de surcharges en détail.



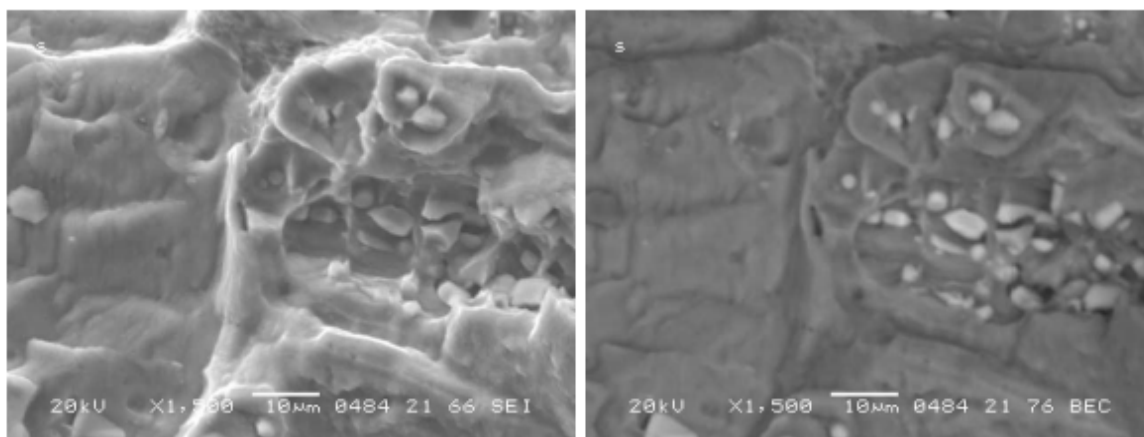


Figure IV-4a Surcharge 1 – images

Figure IV-4b, Image en électrons

en électrons secondaires

rétrodiffusés

La photo à gauche représente la zone de surcharge 1 observée en électrons secondaires et la photo à droite, la même zone observée en électrons rétrodiffusés en contraste chimique.

Sur ces deux photos on observe la zone avant surcharge, avec des stries à peine visibles. Le point d'application de la surcharge est caractérisé par une bande large. Cette bande a été identifiée par des études précédentes comme étant une bande de glissement appelé stretch band [55]. Juste après cette bande on aperçoit des cupules. Ce sont des cupules de décohesion avec des inclusions intactes. Sur la photo IV-b ces inclusions apparaissent plus claires, indiquant des éléments plus lourds que le métal de base. En effet ces inclusions contiennent soit du Fer ou du Cu – éléments plus lourds que l'aluminium.

On constate ici que l'observation en contraste chimique serait un moyen efficace pour détecter les marquages.

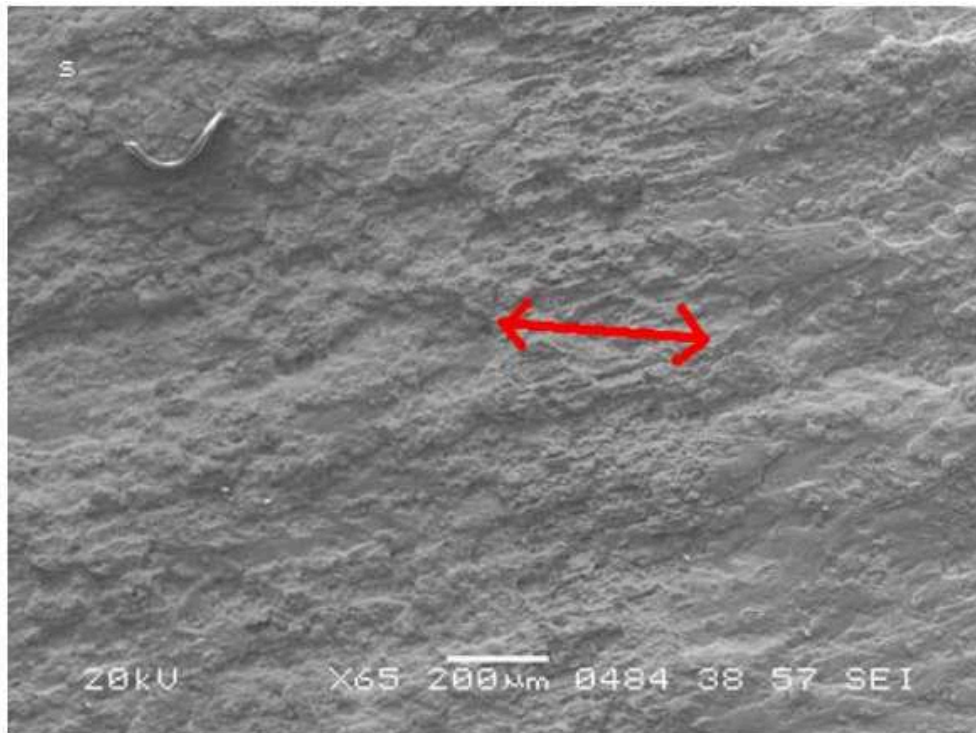


Figure IV- 5 Zone de surcharge 2 de la Figure IV-2

La photo suivante montre la zone de la deuxième surcharge. On peut ici observer le début et la fin de la zone sombre de la Figure IV-5.

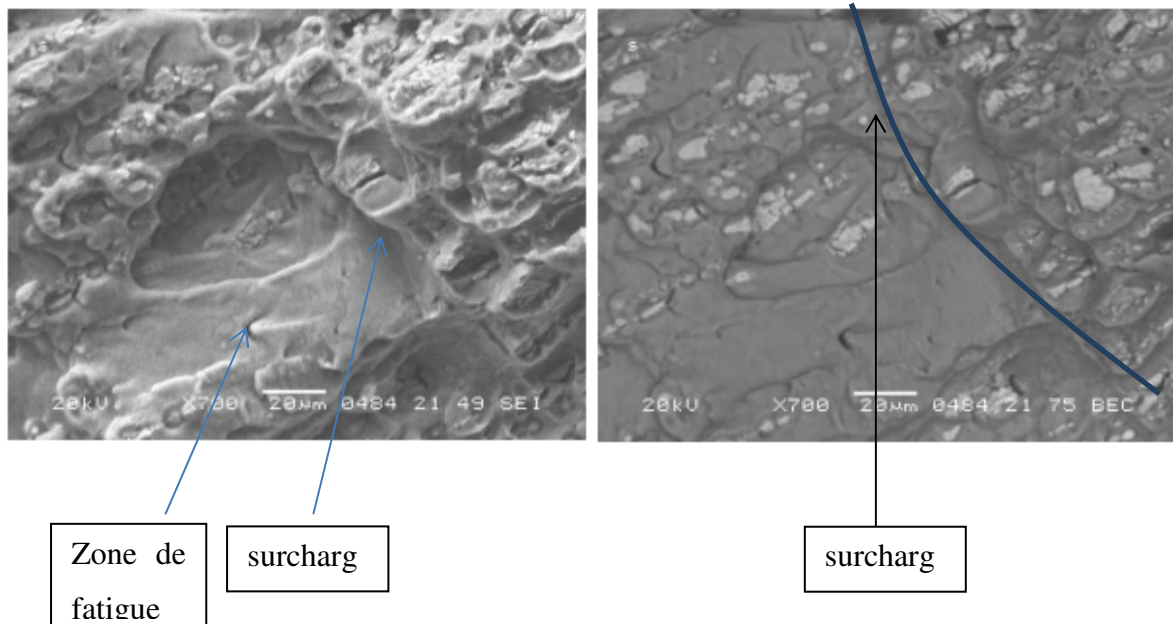


Figure IV-6a Surcharge 2 – images  
en électrons secondaires

Figure IV-6b, Image en électrons  
rétrodiffusés

Comme pour le cas précédent, la photo à gauche présente la surface de rupture observée en électrons secondaires et celle de droite la même surface sous électrons secondaires en contraste chimique.

On observe la zone de fatigue avant la surcharge mais sur la photo à gauche alors qu'on voit clairement le point d'application de la surcharge en bas de la photo, cette démarcation n'est pas très nette sur la partie haute de la photo. Ceci est due au fait que la partie fatigue présente des faciès mixte – stries plus cupules. Cette ambiguïté est enlevée à partir de l'analyse de la photo IV-6b. On voit clairement sur cette photo que la plupart des inclusions après surcharge sont cassées. En admettant ce fait, on peut identifier la ligne de surcharge sur la partie haute de la photo.

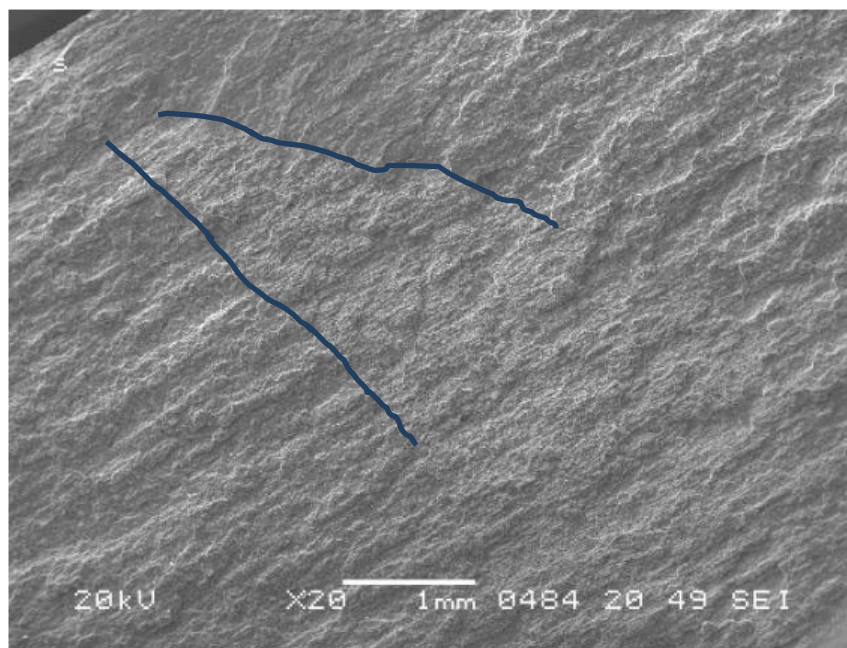


Figure IV-7 – Surcharge no.3, de la figure IV-2

Sur cette photo on voit la grande zone de surcharge – indiquant une surcharge à  $\square K$  élevé. Les figures IV-8a et IV-8b montrent le début de la surcharge aux grossissements élevés.

La photo à gauche montre les zones striées avant surcharge (stries mal formées car il s'agit ici d'un essai de fissuration par fatigue sous vide). Après surcharge on voit clairement la grande zone à cupules. La ligne rouge délimité la zone avant surcharge.

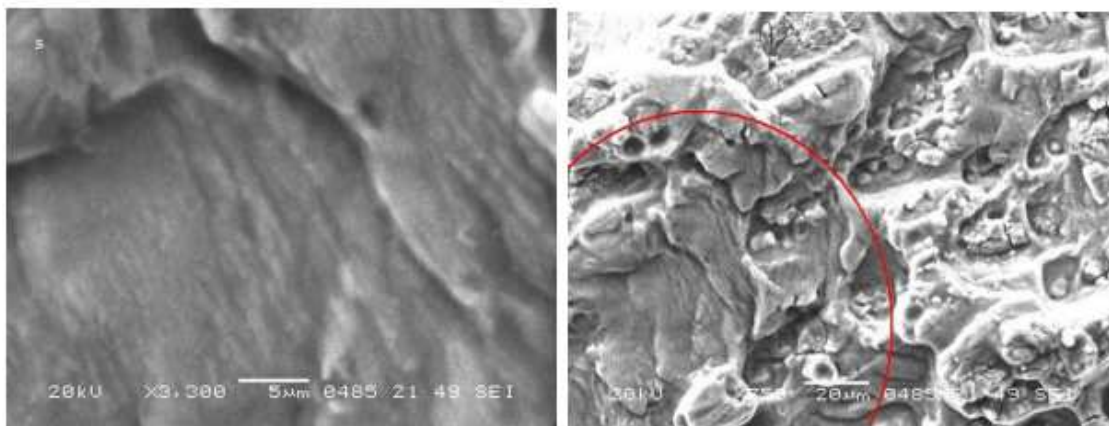


Figure IV-8a zone avant surcharge      Figure IV-8b – début de la surcharge

les photos IV-9a et IV-9b montrent la fin de la zone à cupules (formée juste après la surcharge, près du bord de l'échantillon.

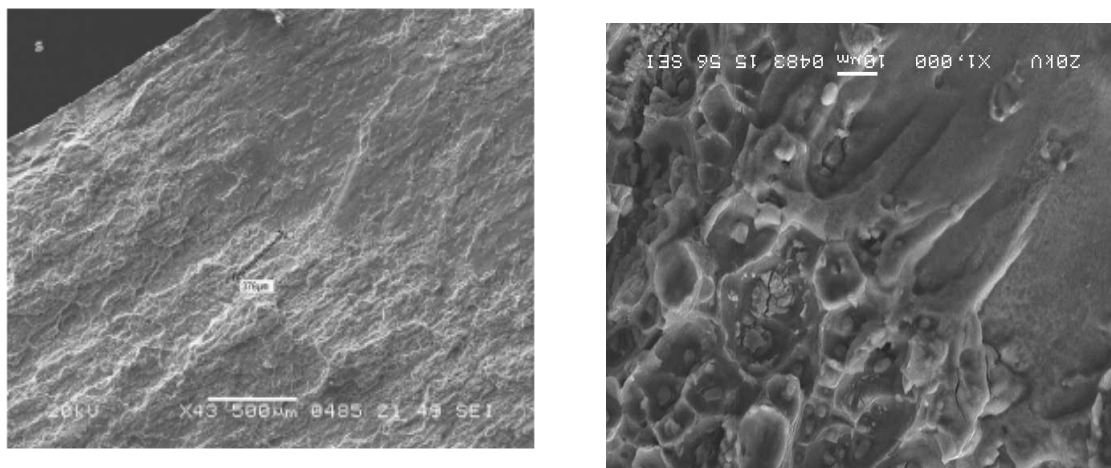


Figure IV-9a Zone de surcharge      Figure IV-9b – Fin de la zone de surcharge

près du bord.

Sur la photo à droite, prise à un plus fort grossissement, montre la disparition des cupules avec la formation des stries.

On voit clairement que les marques associées à un changement de mécanisme de fissuration sont clairement visibles sur ce matériau.

#### 4.1.2 Cas de l'alliage Al-li

Cet alliage, le 8090 T651 est connu pour des mécanismes de fissuration caractéristiques, liés à l'existence d'une forte texture [56].

Sur cet alliage, le 8090 T651, nous allons examiner quelques faciès de rupture après surcharge et un essai sous chargement par blocks.

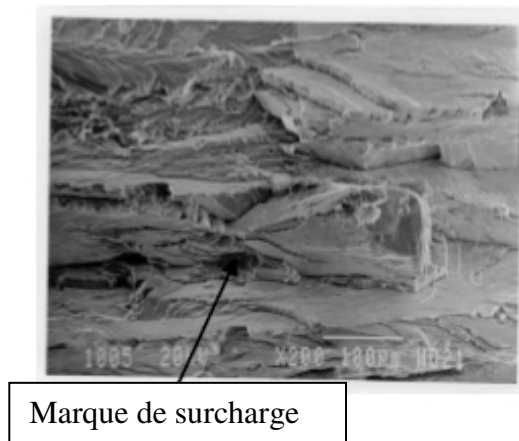


Figure IV-9 – Surcharge dans l'alliage 8090 T651

Il s'agit d'une surcharge et on voit ici que la marque de surcharge est associée avec un changement de mécanisme, caractérisé par l'apparition des grosses facettes cristallographiques. Ces facettes seront les plans du type (111), selon l'analyse par la technique des piqures d'attaques [57].

La Figure IV-10 montre l'évolution de toute la zone de surcharge, grâce à un photomontage.

Sur cette figure, on peut distinguer plusieurs marques. La marque1 est difficile à identifier – mais selon la méthode d'essai de fissuration utilisée [57], elle peut correspondre à une diminution de l'amplitude de charge.

La marque2 est sans doute le début d'une surcharge, avec la formation des faciès à facettes associées.

Après la marque3 on voit la disparition des grosses facettes. On peut supposer que cette marque représente la fin de l'effet de surcharge.

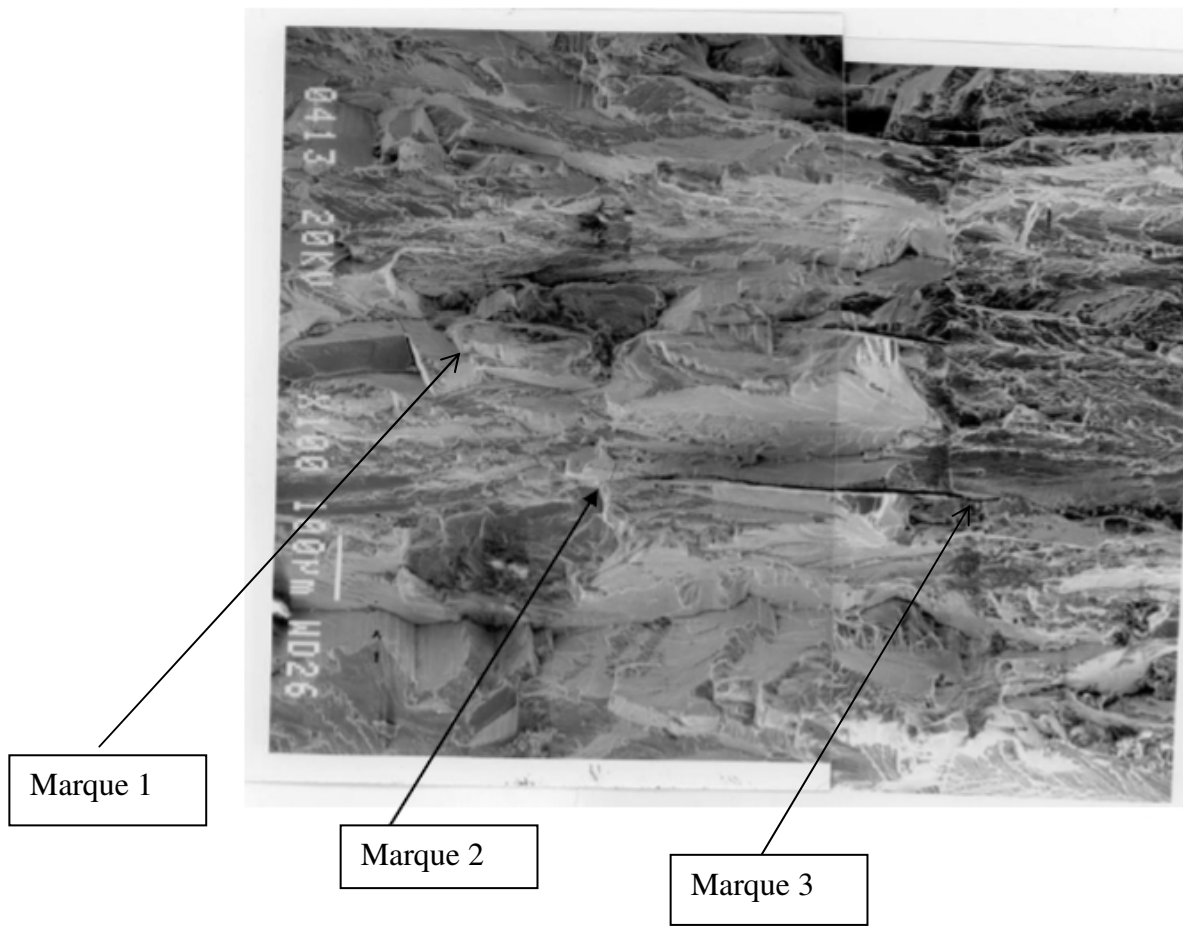


Figure IV-10 Evolution des faciès et marquages dans toute la zone affectée par une surcharge

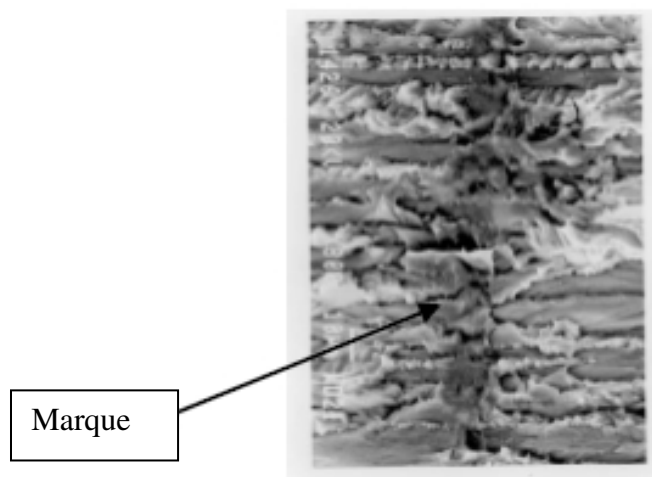


Figure IV-11 Surcharge à l'air, alliage 8090 T651

La Figure IV-11, montre l'évolution des faciès pour un essai de surcharge à l'air. Sur cette figure, on distingue une marque sombre, qui puisse être associée à une forte surcharge. Il



peut aussi représenter un blocage de la fissure après une surcharge et la marque sombre serait liée à la formation d'un débris d'oxydes sur la fissure quasi-stationnaire [57]

La photo suivante, figure IV-12, montre la surface de rupture pour un essai de surcharge sous vide.

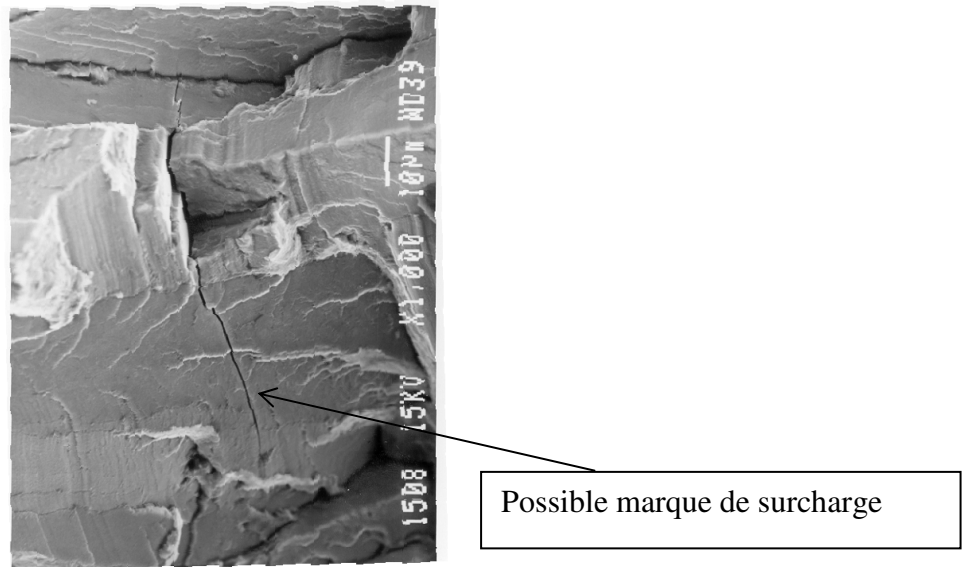


Figure IV-12 – Surcharge sous vide, alliage 8090 T651

Ici on distingue à peine le point de surcharge , et le mécanisme reste inchangé après la surcharge.

Nous remarquons, en comparant les marques après une surcharge, qu'il y a des différences sur ce type de marquage dans l'alliage 2024 et le l'alliage 8090. Nous remarquons aussi une différence de faciès due à l'environnement – voir Figures IV-10 à IV-12.

Les études précédentes ont montrés que le mécanisme de fissuration dans les alliages d'aluminium est lié aux mécanismes de glissement en tête de fissure. Ces mécanismes sont par ailleurs gouvernés par le type de précipitation (cohérente, semi-cohérente ou non cohérente) et l'environnement [57]. Pour illustrer ces exemples nous rapportons ici les marques de surcharges observés sur un alliage d'aluminium 7075 T351 (précipités cohérents) testé sous vide – Figure IV-13 et ceux observés sur l'alliage 7075 T7351 (précipités non cohérents) testé à sous vide ou à l'air, IV-14 Notons que dans le premier cas le mécanisme de glissement activé est du type mono- planaire avec formation de facettes et dans le second

cas le mécanisme de glissement est multi-planaire [57]. Dans le premier cas les facettes sont selon un plan du type  $\{111\}$  ou  $\{100\}$  [57].

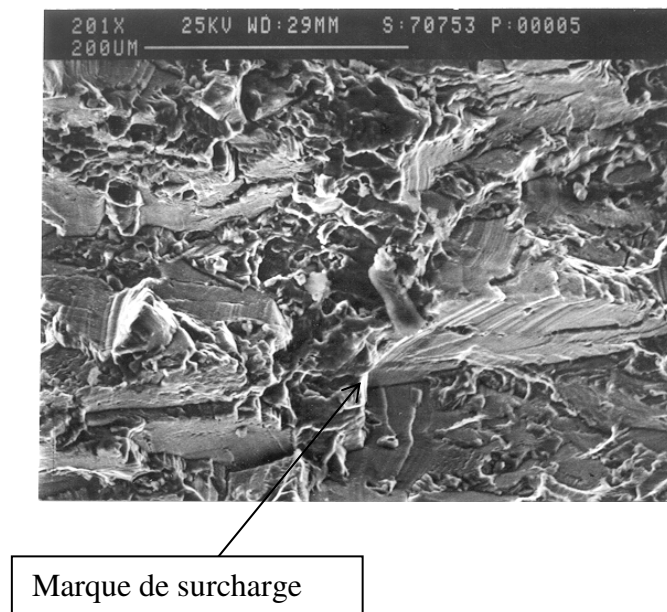


Figure IV-13 – Marque de surcharge – cas de glissement mono planaire

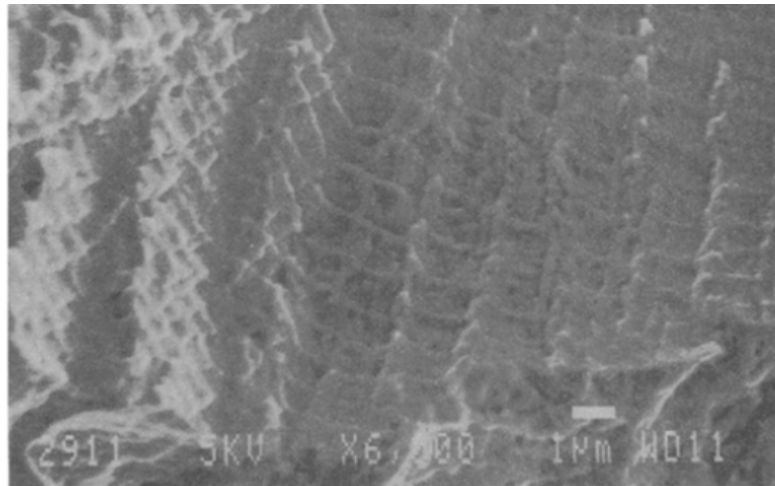


Figure IV-14 – Marque de surcharge – cas de glissement multi -planaire

Le deuxième cas étudié dans cet alliage est un essai sous blocs contenant 19 cycles à  $R=0.7$ , suivi d'un cycle à  $R=0.1$ . [58].

La photo suivante, figure IV-15, montre les marquages claires représentant la fin des blocs.





IV-15 Marques de bocs programmé, alliage 8090 T-651

A l'intérieure de ces marques, on peut distinguer la formation des stries , Figure IV-16 associées à un mécanisme particulier [37,57].

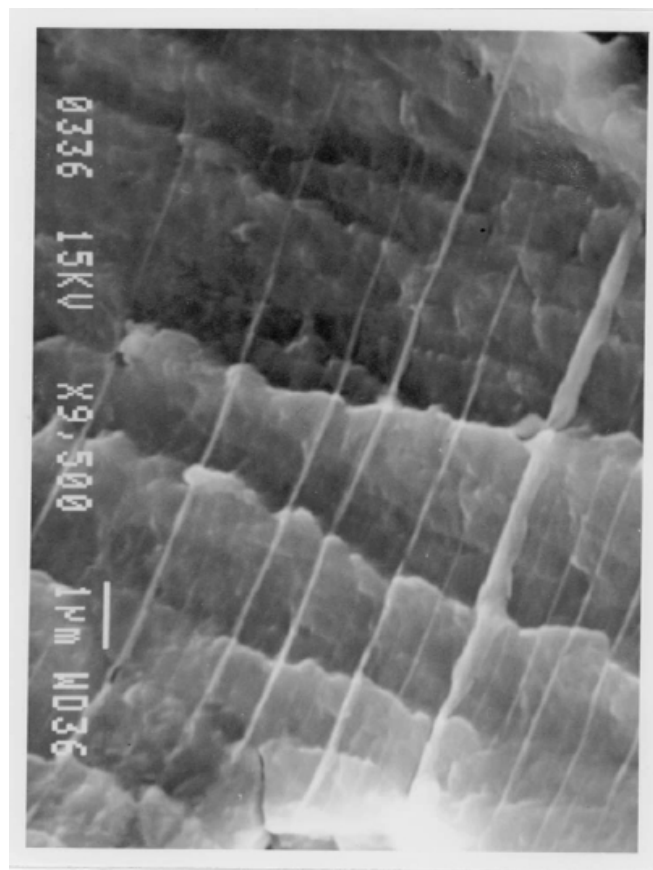
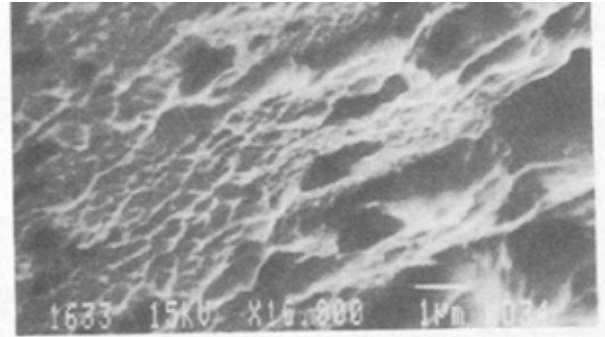


Figure IV-16 – Stries observées à fort grossissement – dans une zone de Figure IV-15

Notons que sous charge d'amplitude constante, figure IV-17 on voit la formation des micro-cupules (dans une zone à facette du type (111) – exemple figure IV-12) et les stries sont absentes.



IV-17 Micro-cupules dans une zone à facette du type (111) – cas de chargement d'amplitude constante

A partir de ces observations, on peut conclure que les marquages sur une surface de rupture peuvent représenter plusieurs phénomènes et les marques associés à un changement de mécanisme sont plus facile à distinguer.

#### 4.1.3 Essai de fissuration sous spectre de charge

Un autre échantillon que nous avons examiné représente un essai sous un spectre de charge aéronautique, réalisé par le CEAT de Toulouse. Il s'agit d'un programme de recherche coopératif réalisé sous l'égide du groupe de travail GT4 de la société française de métallurgie [59].

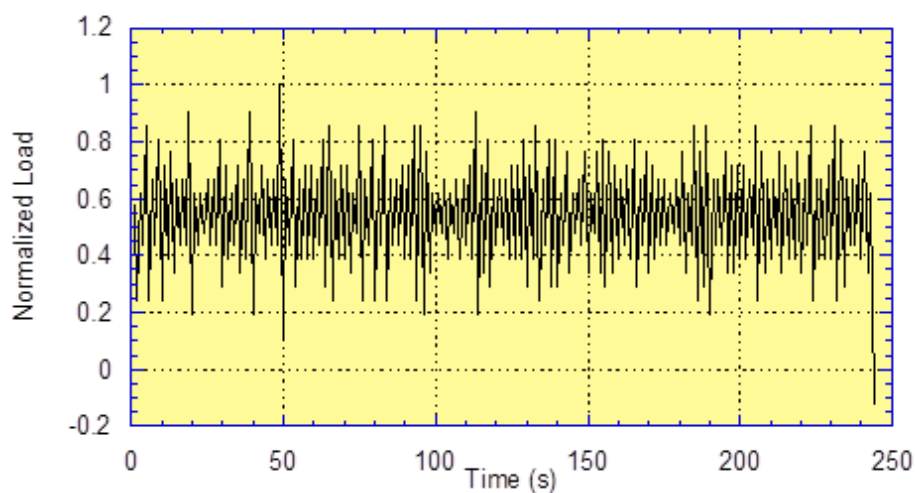


Figure IV-18 – Exemple de sollicitation sur intrados de l'aile d'un avion

Il s'agit des essais représentatifs des contraintes sur l'intrados. La sollicitation est constituée de 1000 « vols » différents – les variations de contraintes normalisées pour un vol sont données dans la Figure IV-18.

Nous avons en notre possession une éprouvette sur laquelle cette sollicitation a été appliquée, mais nous ne connaissons pas des conditions de sollicitations – c'est-à-dire la charge correspondant à la valeur 1, ni la relevé de la longueur de fissure en fonction du déroulement de l'essai.

Nous allons maintenant présenter un examen détaillé des faciès de rupture.

Nous avons d'abord vérifié qu'il s'agit de l'alliage 2024 – après l'analyse des éléments en Rx.

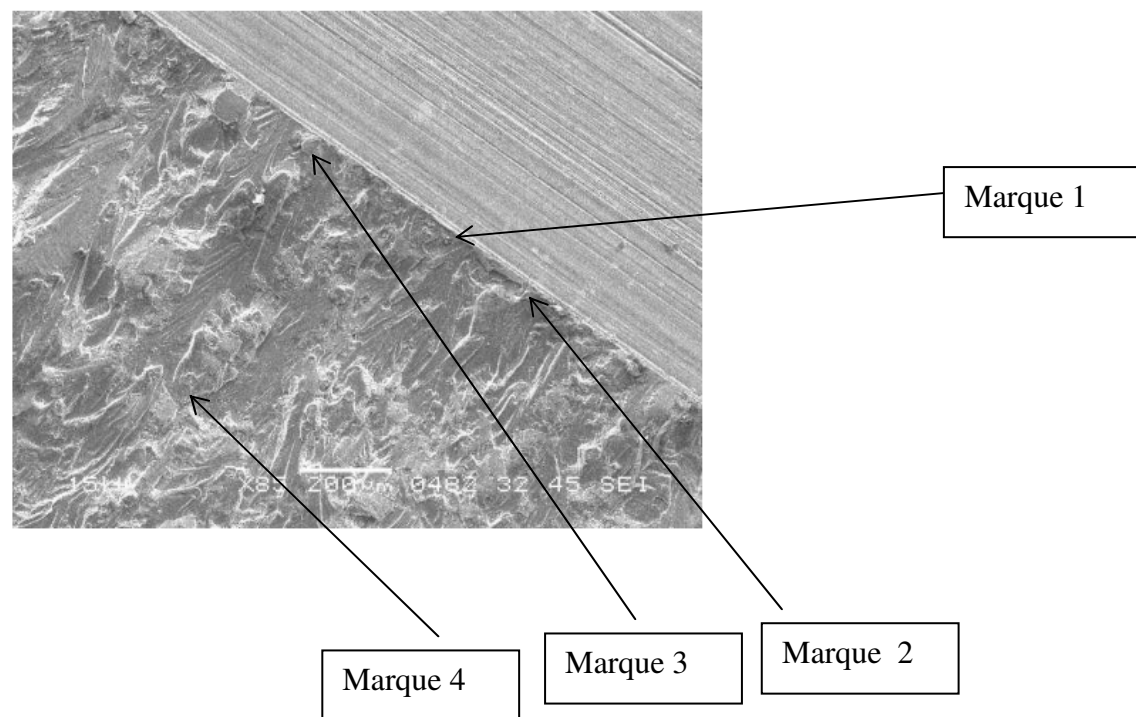


Figure IV-19 – Marques du début d'essai de fissuration

Sur cette photo, figure IV-19, représentant le début de fissuration, on peut observer plusieurs types de marques :

Marque 1 : fin de la partie usinée et début de fissuration par fatigue

Marques 2 et 3 : lignes de rivières marquant les débuts de fissuration par fatigue – il s'agit ici d'un multiple amorçage.

Marque 4 : possible changement du niveau de sollicitation

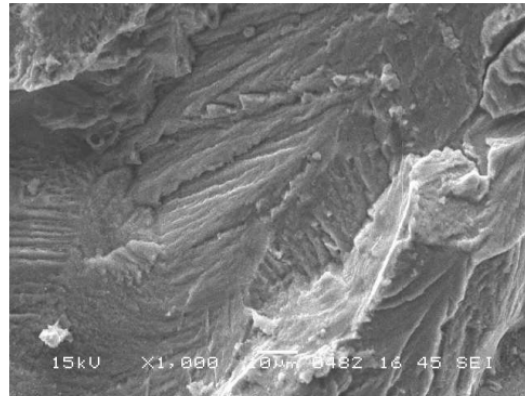
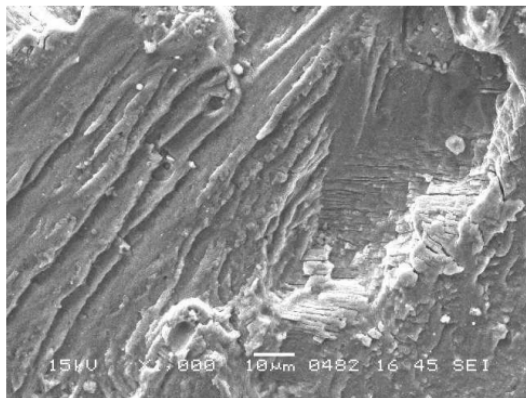


Figure IV-19a zone au début de  
fissuration

Figure IV-19b – une autre zone au début

Au début de fissuration, Figures IV-19a et IV-19b, on voit à gauche des faciès du type stries ductiles et fragiles, ainsi que les faciès à quasi-clivage (photo à droite). Le deuxième type de fissuration correspond à une fissuration selon un plan type  $\{100\}$  et selon deux directions simultanées du type  $\langle 110 \rangle$ , comme l'illustre la Figure IV-20 , [38].

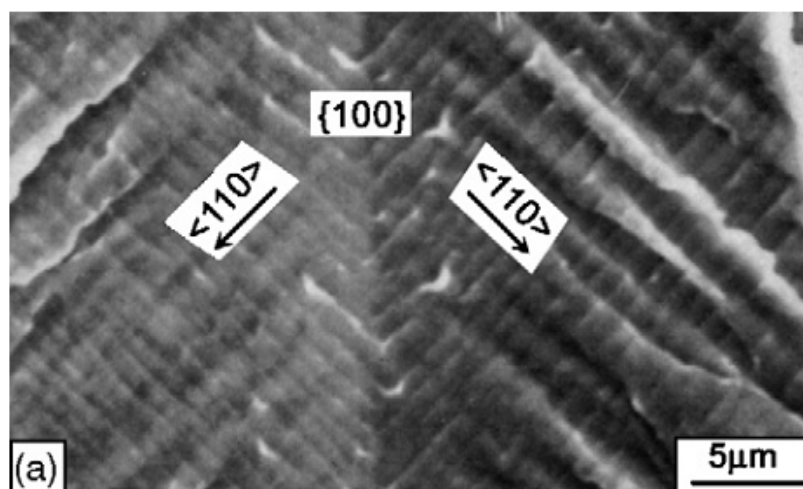


Figure IV-20 -Détail des faciès à quasi-clivage selon Lynch [38]

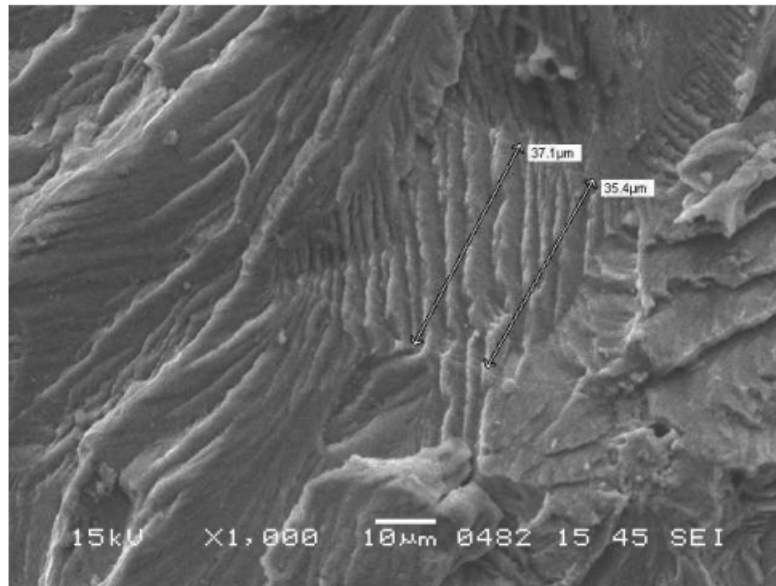


Figure IV-21 – Marquages de vols

On aperçoit les premiers marquages de vols après 4mm de fissuration , Figure IV-21. On voit aussi que ces marques sont plus visibles, dans une zone à changement de mécanisme (passage d'une zone à faciès cristallographiques à une zone plate.

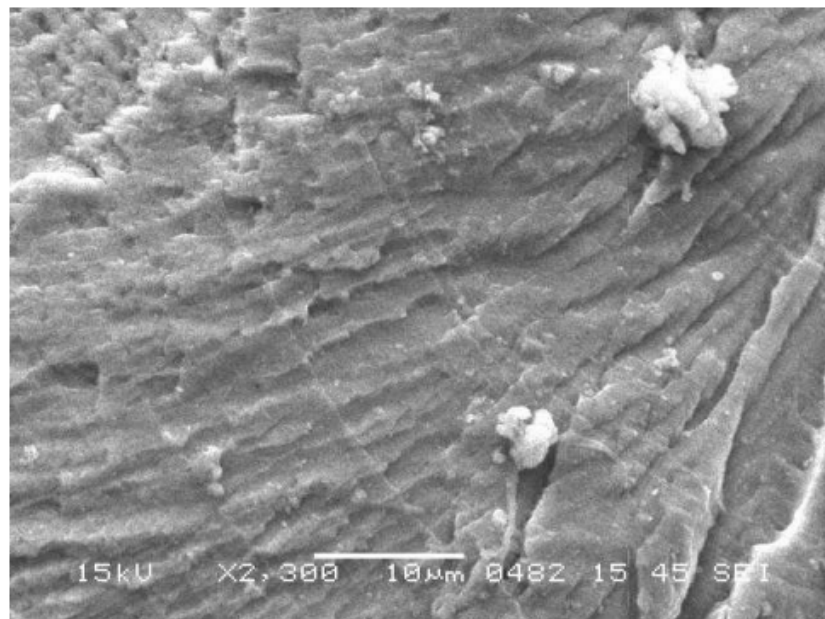


Figure IV-22 – Marques de vols très claires

2mm plus loin, on peut apercevoir clairement les marques de différents, comme l'illustre la figure IV-22.. Les distances entre les marques sont variables, montrant ainsi que l'avancée de

fissure entre vols dépend de la sévérité de la sollicitation. En effet, les 1000 vols sont de nature différentes, tant en niveau de charge et du nombre de cycles.

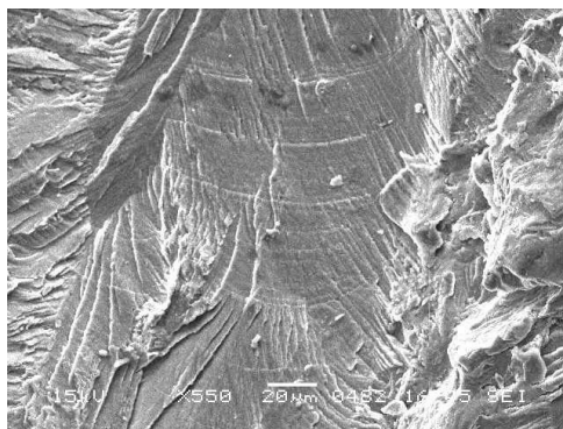
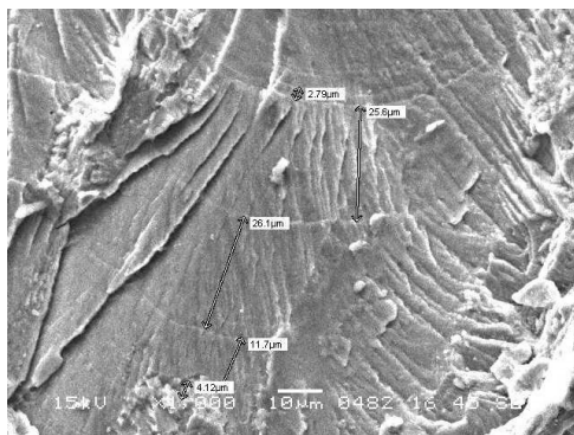


Figure IV-23a – zones à marquages de vols

Figure IV-23b une autre zone à vols

Les deux photos suivantes, Figures IV-23a et IV-23b, montrent encore la variabilité de distance entre les marques de vols. On voit aussi que les marques ont tendance à disparaître dans une zone ressemblant à des faciès à quasi-clivage.

Le dernier marquage observé, Figure IV-24, est celui correspondant à la rupture finale.

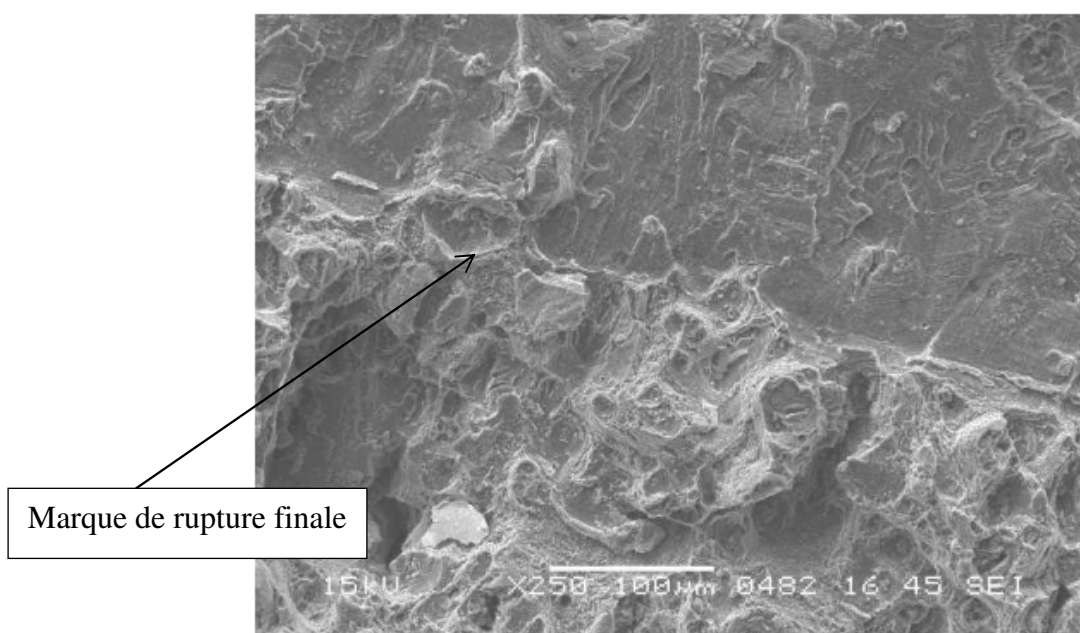


Figure IV-24 – Marque di début de la zone à rupture finale

## 4.2 Fissuration au niveau d'une entaille mécanique

Brièvement, le phénomène de fatigue au voisinage d'une entaille mécanique est traité selon différentes approches :

Approche semi-empirique avec la définition d'un facteur de concentration en fatigue

Soit  $K_t$ , le facteur de concentration de contrainte mécanique (défini en fonction de la géométrie :

$K_t$  représente le ratio entre la contrainte locale maximale et la contrainte appliquée à l'infini.

Dans le cas de la fatigue ; on propose un facteur de concentration de contrainte en fatigue,  $K_f$ , qui représente le ratio entre la limite de fatigue sans entaille,  $\sigma_d$  et celle en présence d'une entaille,  $\sigma_{de}$ :

Soit,

$$K_f = \sigma_d / \sigma_{de} \quad (\text{eq. IV-1})$$

Dans le domaine de la durée de vie finie, on utilise soit l'approche de Neuber ou celle de Glinka pour déterminer la contrainte / déformation locale au voisinage de l'entaille [60] :

Selon Neuber propose l'hypothèse suivante:

$$K_t^2 = K_\sigma \cdot K_\epsilon \quad (\text{eq. IV-2})$$

ou

$K_t$  est le facteur d'intensité de contrainte géométrique

$K_\epsilon$  est le facteur d'intensité de déformation

$K_\sigma$  est le facteur d'intensité de contrainte

Cette équation est couplée avec la loi de comportement cyclique (Ramberg-Osgood ). On a alors deux équations et deux inconnus,  $\Delta\sigma$ , l'amplitude de contrainte locale et  $\Delta\varepsilon$  l'amplitude de déformation locale

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left( \frac{\Delta\sigma}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{eq. IV-3})$$

Selon la méthode de Glinka, une équivalence énergétique est établie entre la sollicitation à l'infinie et l'état de sollicitation locale – qui conduit à la relation suivante :

$$\frac{(K_t \cdot \Delta\sigma_\infty)^2}{2E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{n'+1} \left( \frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{eq. IV-4})$$

Dans cette équation,  $\Delta\sigma_\infty$ , représente l'amplitude contrainte appliquée à l'infinie.

Selon l'approche choisie, on résout numériquement, soit les équations IV-2 et IV-3 ou les équations IV-3 et IV-4 pour déterminer les amplitudes de contrainte ou déformation locales.

On peut alors associer cette sollicitation locale à une durée de vie selon la loi de fatigue associée :

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. IV-5})$$

La durée vie ainsi estimée, représenterait la durée de vie à l'amorçage d'une petite fissure au fond de l'entaille (dont on ne connaît pas la taille).

Une autre approche consiste à déterminer le facteur d'intensité de contrainte locale, selon les formulations de Newmann et Raju ou de Kujawski [61,62]

Selon la relation simplifiée de Kujawski, le facteur d'intensité de contrainte locale est donnée par :

$$\Delta K_I = Q_K \cdot f \cdot \frac{K_t \cdot \Delta\sigma_\infty}{2} \left[ \left( 1 + \frac{a}{\rho} \right)^{\frac{-1}{2}} + \left( 1 + \frac{a}{\rho} \right)^{\frac{-3}{2}} \right] \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (\text{eq. IV-6})$$



$$f = \begin{cases} = \left( 1 + \left( \frac{\tan \frac{\pi}{2.K_I}}{2.8} \right) \right) \left( \frac{a}{\rho} - 0.2 \right) & \text{for } a \geq 0.2.\rho \\ = 1 & \text{for } a \leq 0.2.\rho \end{cases} \quad (\text{eq. IV-7})$$

ou

$\Delta K_I$  = facteur d'intensité de contrainte pour une petite fissure (Mode I)

$a$  = longueur de fissure

$\rho$  = rayon à fond d'entaille,

$Q_K$  = facteur dépendant de la configuration de fissure

$f$  = facteur de correction

$\Delta \sigma_\infty$  = représente l'amplitude contrainte appliquée à l'infinie.

A partir de la valeur de  $\Delta K$ , ainsi établie, on peut alors déterminer l'avancée de fissure selon une loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} (mm / cycle) = c \Delta K^n \quad (\text{Eq. IV-8})$$

Dans cette approche, on intègre la loi de Paris, pour déterminer la durée de vie de propagation de fissure, avant qu'elle atteigne une taille détectable.

Mais la question de l'amorçage d'une fissure au fond d'une entaille reste controversée. Selon certains auteurs [63], il y a toujours un défaut assimilable à une fissure au bout de l'entaille et cette fissure peut croître dès le premier cycle de sollicitation en fatigue. L'amorçage dans ce cas-là, doit être associé au nombre de cycles nécessaires pour que cette fissure courte naissante atteigne la taille détectable selon les méthodes d'inspection non-destructive – rayons X, ultrasons, courant de Foucault etc.

Les résultats présentés dans le chapitre 3 ont montré que la méthode de marqueurs serait un moyen efficace de suivi de fissure, sans provoquer d'effets d'interactions du type de retard ou d'accélération de fissure.

En outre nous avons vu que les cycles marqueurs hauts avec une petite surcharge suivie par une sous-charge, marque bien le front de fissure.

Nous allons utiliser cette technique pour suivre la cinétique de fissuration au fond d'une entaille.

Ce type de marqueur est rappelé dans la figure suivante :

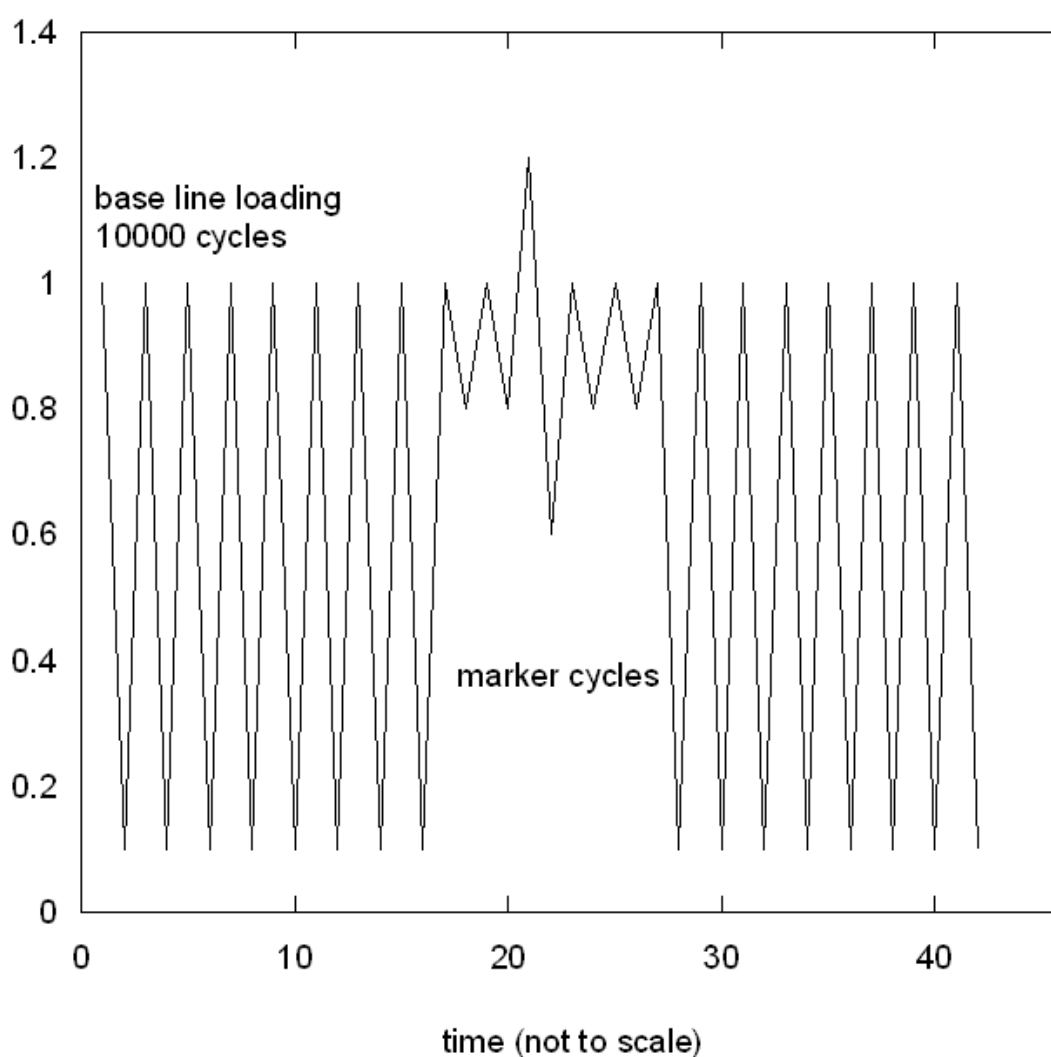


Figure IV-25 – Cycles marqueurs, marquage haut

Le matériau étudié est l'alliage 7449 T7351 – et la figure II-2, montre la géométrie de l'éprouvette utilisée.

Le facteur de concentration de contrainte estimé par la méthode des éléments finis est de 3,41 [27].

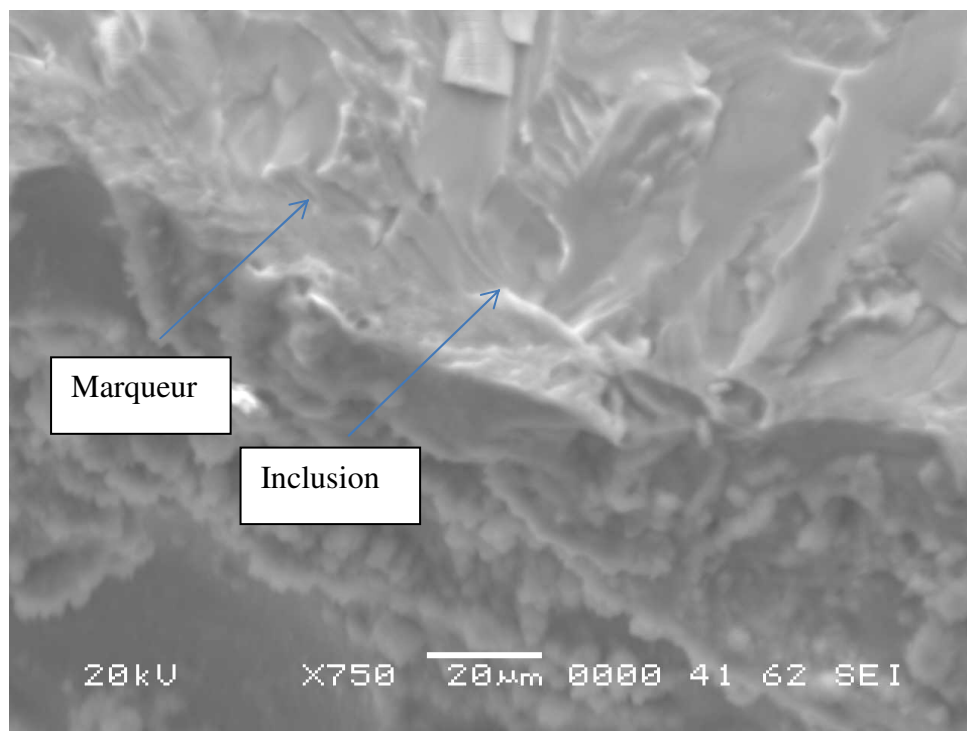
Nous avons effectués deux essais de fatigue à  $R=0,1$  avec des contraintes nominales maximales de 120 et 140 MPa respectivement. La durée de vie (à rupture) est de 348000 cycles à 120 MPa et elle est de 193000 cycles à 140 MPa, comme indiquée dans le tableau suivant.

| Contraint max<br>(Mpa) | Nf (Cycles) |
|------------------------|-------------|
| 120                    | 3.48E5      |
| 140                    | 1.93E5      |

Tableau IV-1 – Durée de vie à rupture – essais sur éprouvettes entaillées.

On voit, ici que les deux essais représentent les durées de vie relativement importantes.

Nous allons maintenant faire l'analyse des marqueurs pour ces deux essais.



Figures IV-26 Premiers marqueurs au fond de l'entalle

On voit ici l'inclusion à partir de laquelle la fissure est amorcée et le premier marqueur. Il s'agit ici de l'essai à 140 MPa.

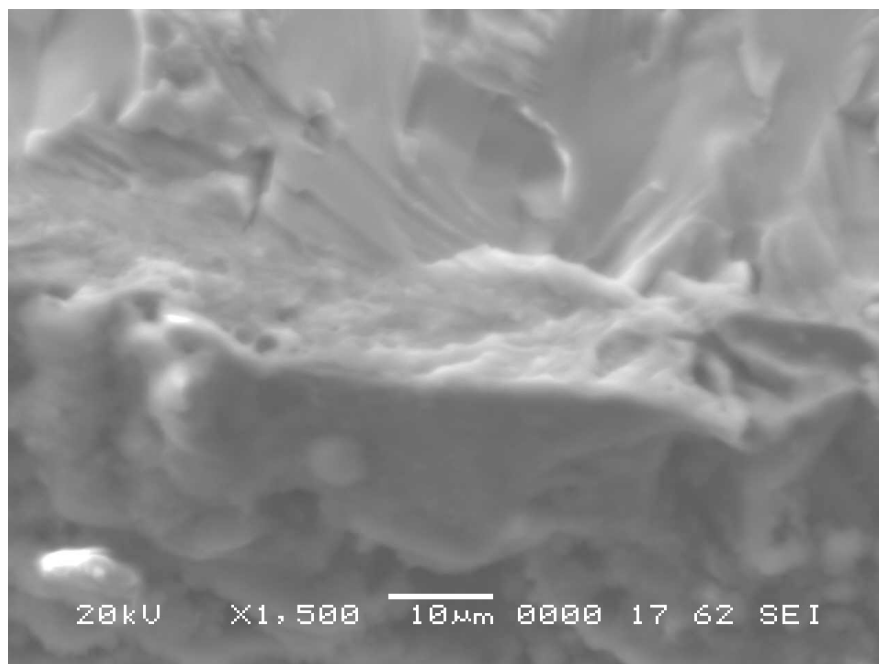
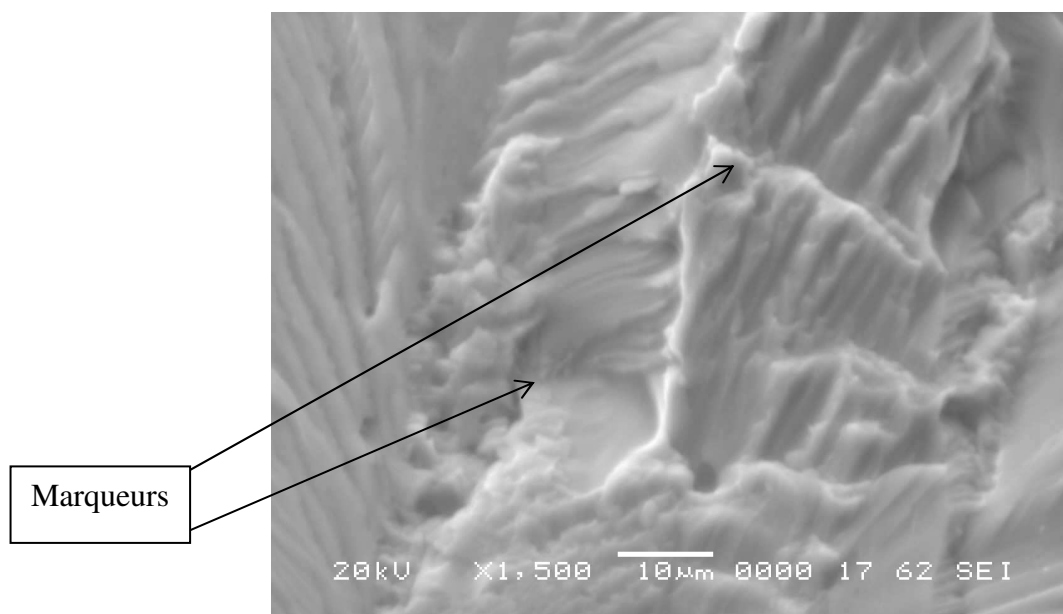


Figure IV-27 – Détail de la figure IV-26

La figure suivante montre la même partie à un grossissement plus important.

On peut apercevoir deux petits marqueurs observés 50mm plus loin que l'amorçage, Figure IV-28



Dans la figure IV-29 , ( prise à 2mm après le début) on peut apercevoir trois marqueurs .

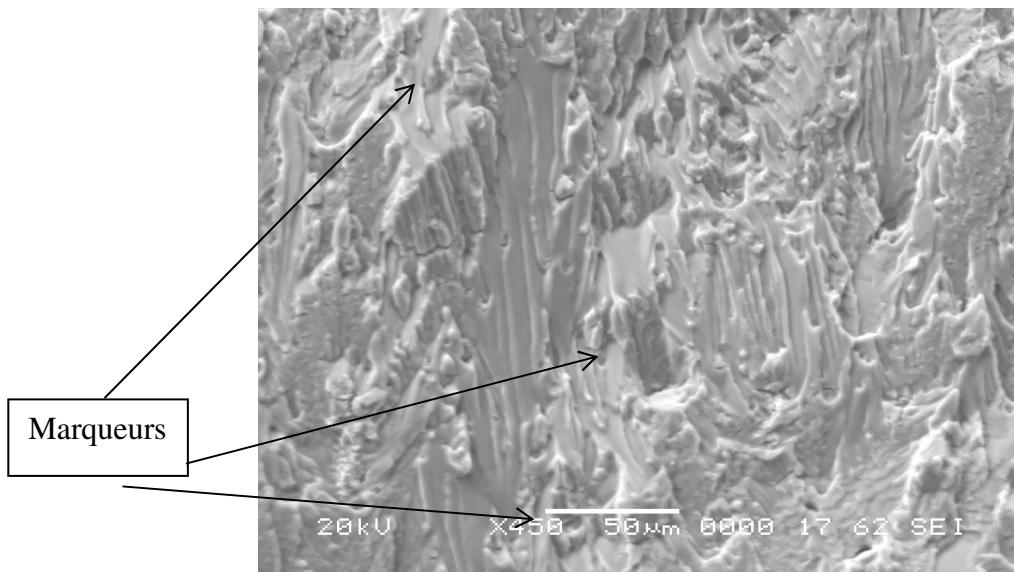


Figure IV-29 – Marqueurs 2mm plus loin que la Figure IV-28

On constate ici l'existence des faciès à basses vitesses ( du type quasi – clivages).

On peut aussi noter que les formes de front de fissures sont assez irrégulières et que la distance entre les marqueurs peut varier.

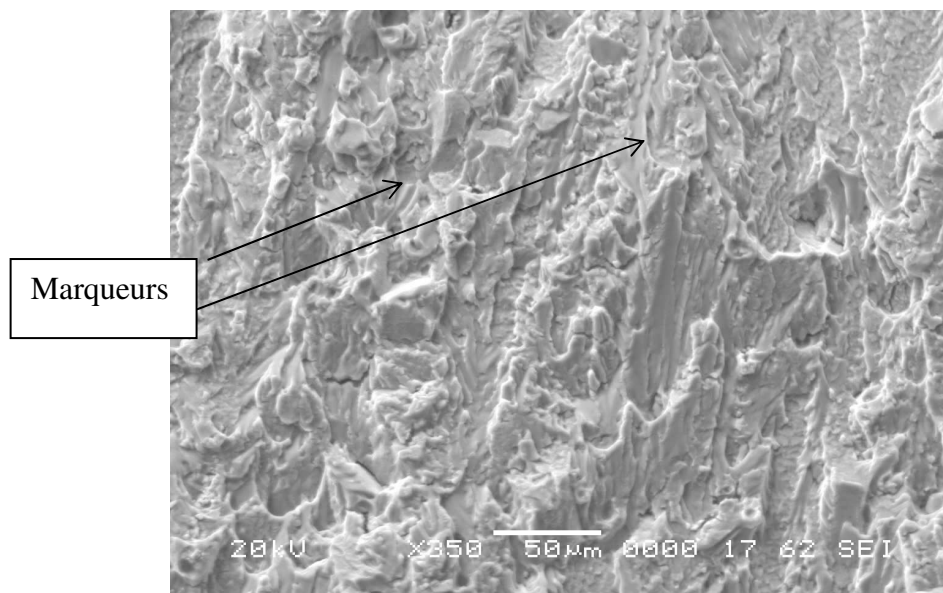


Figure IV-30 Marqueurs plus loin

On voit sur la figure IV-30, pris 2mm plus loin que la figure IV-30, que les distances entre les marqueurs augmentent – témoignant une augmentation de la vitesse de fissuration.

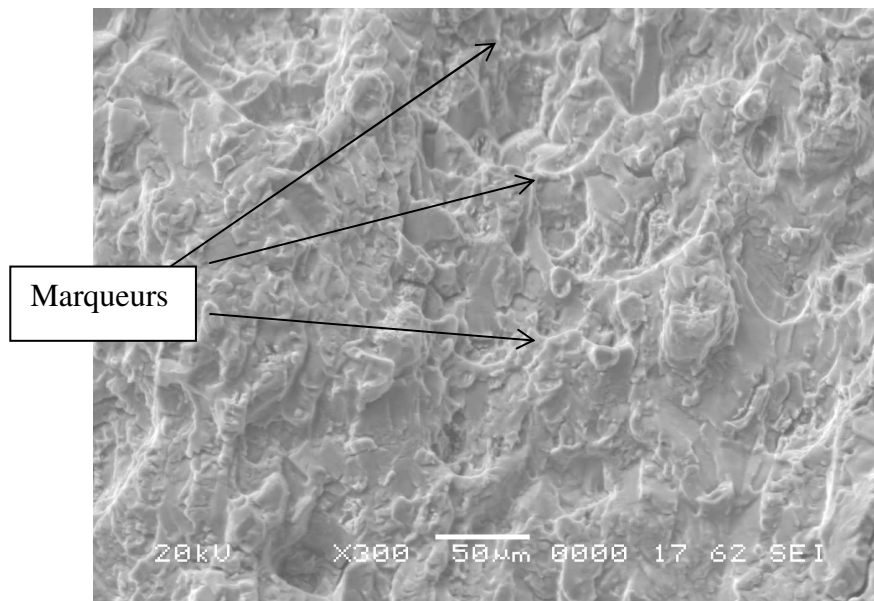


Figure IV-31 – Marqueurs vers la fin de la fissuration par fatigue

Dans la figure IV-31, prise vers la fin de la partie fissuration, on voit des faciès chahuté et la présence des cupules. Les marqueurs sont difficiles à identifier.

A partir de ces observations, nous avons déterminé la vitesse moyenne de fissuration, ainsi que le nombre de cycles dans l'intervalle considéré, tableau IV-2. La vitesse moyenne était déterminée, en faisant une moyenne sur trois plages différentes. On peut ainsi faire le total du nombre de cycles correspondant à la phase de propagation de fissure.

A partir de cette analyse, on trouve un nombre de cycles de propagation de 187630 cycles.

On peut ainsi estimer le nombre de cycles d'amorçage, selon l'analyse simple :

$$N_i = N_f - N_p \quad (\text{Eq. IV-9})$$

Pour cet essai à 140 MPa, on arrive à un nombre de cycles d'amorçage de 6000 cycles, soit 3% de la durée de vie totale.

| dist. Par rapport à l'entaille (µm) | Distance entre les marqueurs (µm) | da/dn(mm/cycle) | nb de cycles dans l'intervalle |
|-------------------------------------|-----------------------------------|-----------------|--------------------------------|
| 160.7                               | 164                               | 1.64E-05        | 4799                           |

|        |      |          |        |
|--------|------|----------|--------|
| 377.2  | 269  | 2.69E-05 | 6097   |
| 603.7  | 184  | 1.84E-05 | 14620  |
| 858.7  | 326  | 3.26E-05 | 5644   |
| 1181.7 | 320  | 3.20E-05 | 10188  |
| 1468.2 | 253  | 2.53E-05 | 12648  |
| 1672.7 | 156  | 1.56E-05 | 16218  |
| 1830.7 | 160  | 1.60E-05 | 9750   |
| 2025.2 | 229  | 2.29E-05 | 6987   |
| 2247.2 | 215  | 2.15E-05 | 10651  |
| 2560.7 | 412  | 4.12E-05 | 5218   |
| 2971.7 | 410  | 4.10E-05 | 10049  |
| 3317.2 | 281  | 2.81E-05 | 14591  |
| 3578.2 | 241  | 2.41E-05 | 11660  |
| 3904.2 | 411  | 4.11E-05 | 5864   |
| 4324.7 | 430  | 4.30E-05 | 9558   |
| 4738.7 | 398  | 3.98E-05 | 10804  |
| 5134.2 | 393  | 3.93E-05 | 10127  |
| 5557.2 | 453  | 4.53E-05 | 8675   |
| 6433.7 | 1300 | 1.30E-04 | 3485   |
|        |      | Total    | 187632 |

Tableau IV-2 – Détermination de la durée de vie à propagation

Nous poursuivons avec une analyse similaire pour l'essai à 120 MPa.

La photo IV-32 montre l'amorçage :

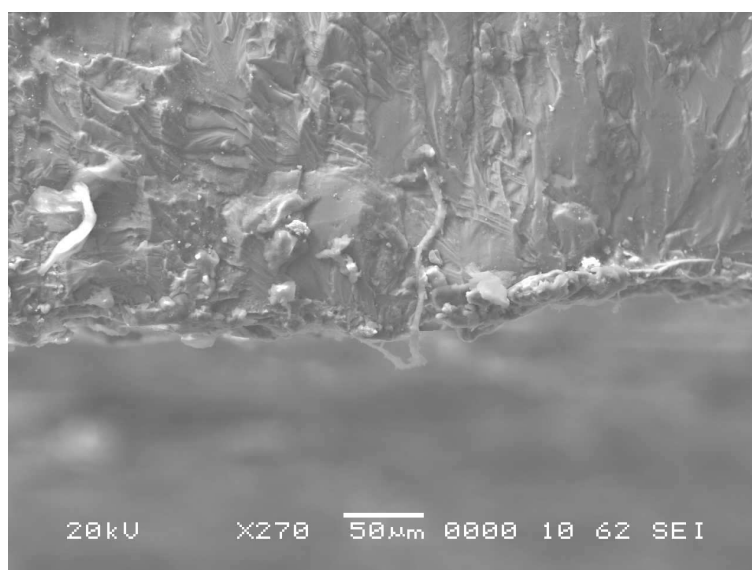


Figure IV-32 – Amorçage – essai à 120 MPa

La photo suivante, Figure IV-33 montre trois beaux marqueurs 200 µm plus loin.

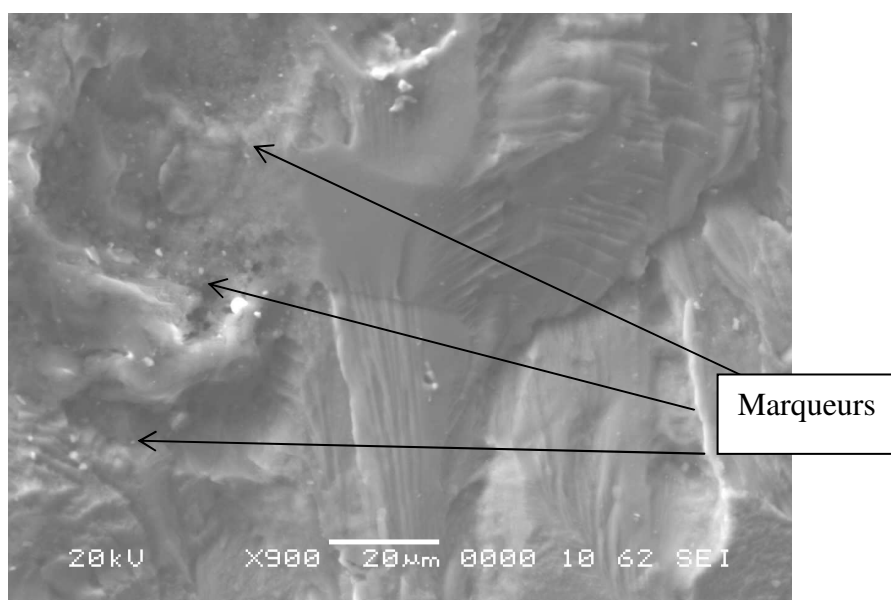


Figure IV-33 , Plage 200 µm plus loin que la figure IV-32



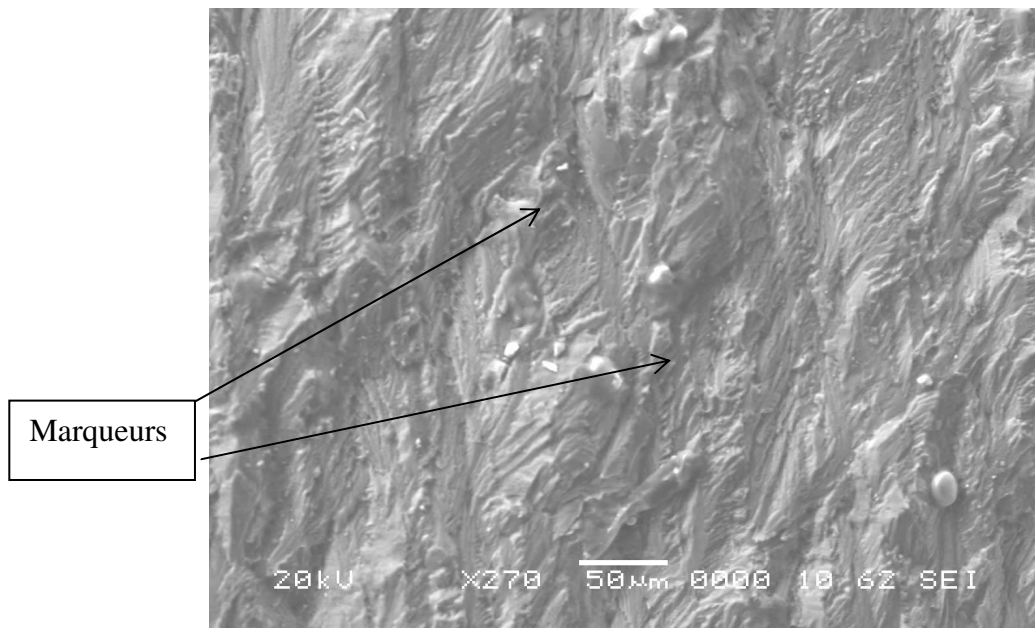


Figure IV-34 Plages 2mm plus loin que la figure IV-33

Dans cette photo prise 2 mm plus loin , figure IV-34, on voit l'existence de faciès à basses vitesses et deux marqueurs clairement visible.

Vers la fin, figure IV-35,on peut observer de belles stries de fatigue.

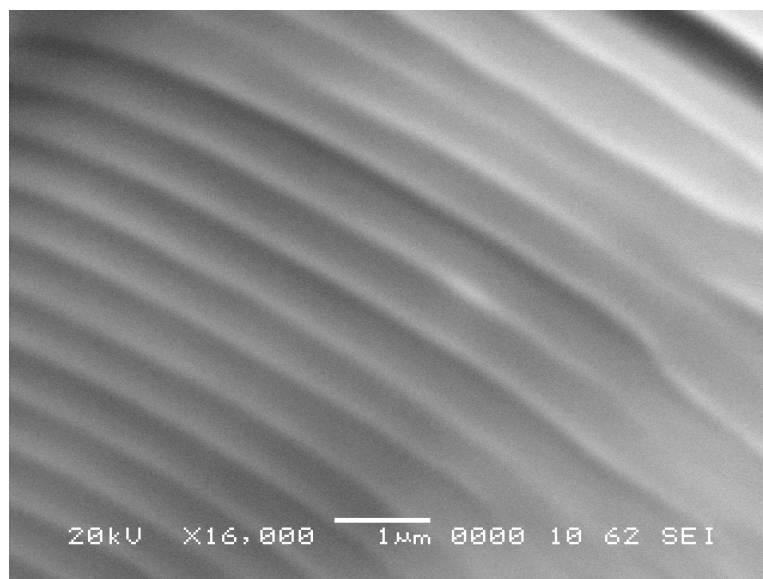


Figure IV-35 – Stries de fatigue

On fait une analyse similaire pour estimer le nombre de cycles d'amorçage – tableau IV-3

| dist. Par rapport à l'entaille (μm) | Distance entre les marqueurs (μm) | da/dn(mm/cycle) | nb de cycles dans interval |
|-------------------------------------|-----------------------------------|-----------------|----------------------------|
| 0                                   |                                   |                 |                            |
| 50                                  | 0.1                               | 1.65E-06        | 30303                      |
| 150                                 | 0.2                               | 2.75E-06        | 36364                      |
| 600                                 | 1                                 | 6.50E-06        | 69231                      |
| 1500                                | 2                                 | 1.10E-05        | 81818                      |
| 2500                                | 3                                 | 2.10E-05        | 47619                      |
|                                     |                                   | Total           | 265335                     |

Tableau IV-3 – Durée de vie de propagation, essai à 120 MPa

On détermine ainsi un nombre de cycles de propagation de 265335 cycles.

Ce qui donne un nombre cycles d'amorçage de 83000 cycles, soit environ 30% de la durée de vie totale.

Cette analyse montre que la méthode de marqueur peut être très efficace pour déterminer la cinétique de propagation de fissure au voisinage d'une entaille.

A partir de ces deux essais, on constate aussi que le nombre de cycles d'amorçage est négligeable pour une durée de vie de l'ordre de 200000 cycles. Cette constatation vient à renforcer les approches qui considèrent que la fatigue au voisinage d'une entaille est gouvernée principalement par la propagation d'une petite fissure [27, 64].

Cette analyse peut être développée pour discuter sur la cinétique de fissuration des fissures courtes au fond d'une entaille :

Sur la figure IV-36, nous comparons les vitesses de fissuration déterminées à partir de ces mesures en fonction de la racine carrée de la distance par rapport à l'entaille. Cette analyse sous-entend que la vitesse locale est gouvernée par le facteur d'intensité de contrainte.

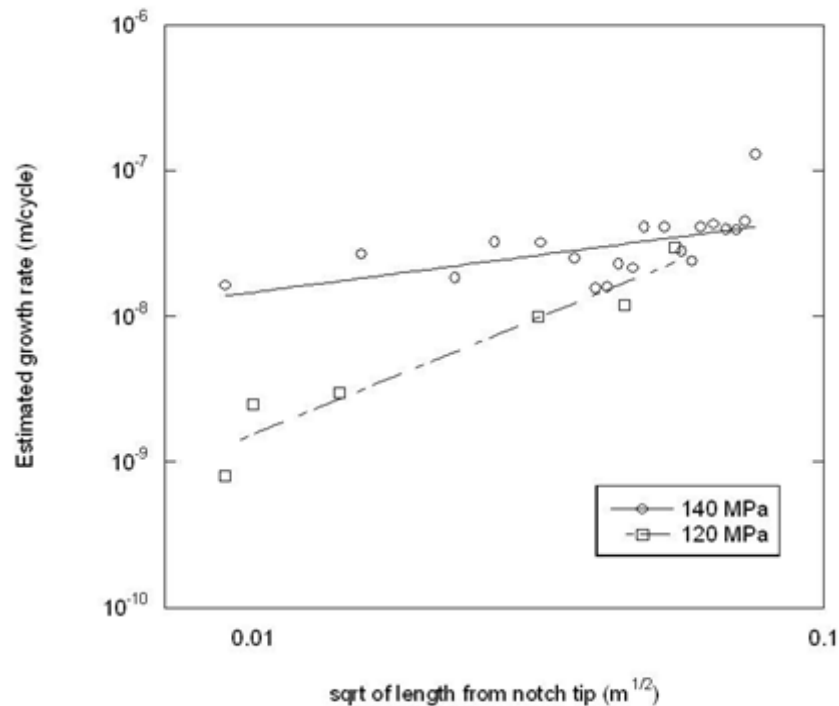


Figure IV-36 Evolution de la vitesse de fissuration au voisinage de l'entaille

On voit qu'on peut détecter des vitesses inférieures à  $10^{-9}$  m/cycle aux tout premiers stades pour l'essai à 120 MPa. On constate aussi l'existence d'une loi type puissance entre la vitesse de fissuration et la racine carrée de la longueur de fissure [64]

Ceci confirme le fait que la cinétique de fissuration au voisinage d'une entaille peut être exprimée en termes de mécanique de la rupture.

En effet, les résultats actuels confirment l'analyse présentée en [27] pour ce même alliage. Dans cette étude, les vitesses de fissuration au voisinage de l'entaille ont été mesurées par la méthode des répliques.

A partir de ces mesures, on peut déterminer la valeur de  $\Delta K$ , en considérant des géométries possibles de fissures. En effet, à partir des figures IV-27 et IV-32, on constate que les fissures sont du type semi-circulaire au début. On considère que cette géométrie est conservée jusqu'à ce que la fissure atteigne une taille de 2.5mm – alors on considère qu'elle est traversante.

Pour ces géométries, nous rapportons ici les formulations développées par Nicolas Gérard [47] pour la détermination du facteur d'intensité de contrainte.

| Al 7449-T7951   |                             |
|-----------------|-----------------------------|
| Traversante     | $0.2797 \cdot a^{-0.00508}$ |
| Coin            | $0.2389 \cdot a^{-0.00817}$ |
| Semi-circulaire | $0.1622 \cdot a^{0.00641}$  |

Tableau IV-3 Formules de K pour trois géométries de fissures

Ces formules sont plus précises que celle proposée par Kujawski [63]

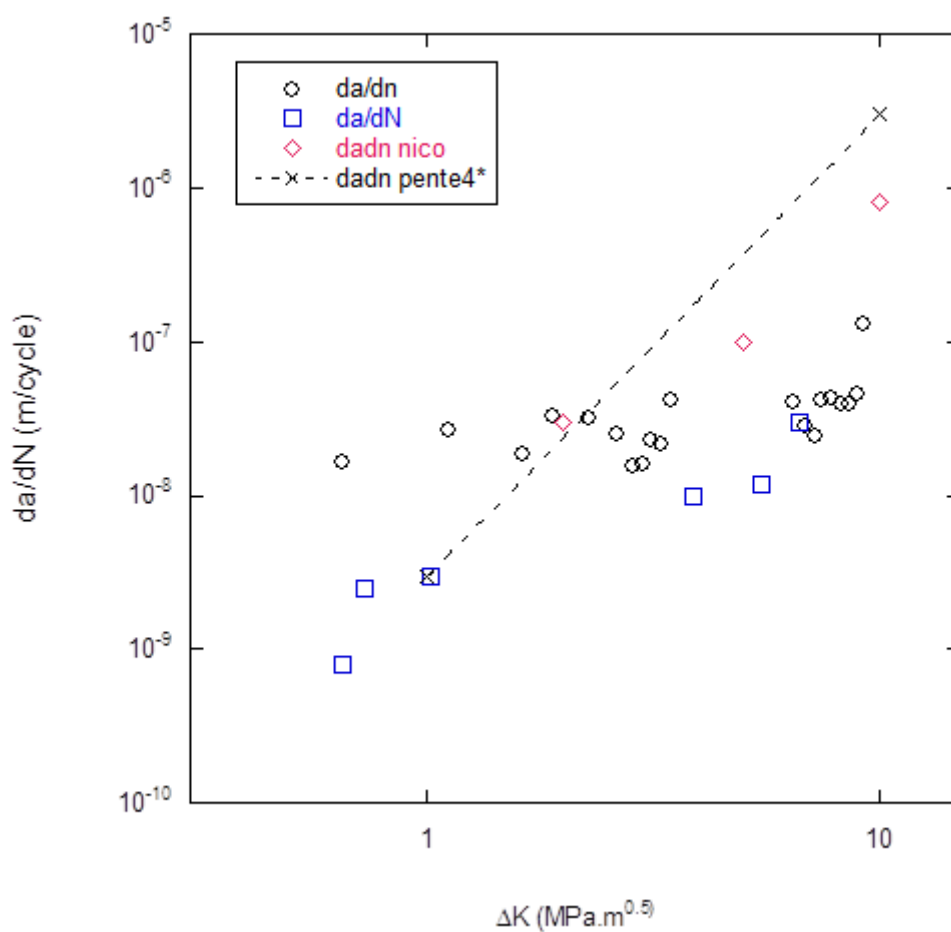


Figure IV-37 Relation  $da/dN$   $\Delta K$  , au fond de l'entaille selon 2 méthodes différentes

Les données de la figure IV-36, peuvent maintenant être converti en relation usuelle entre  $da/dN$  et  $\Delta K$ .

Sur la figure IV-37, on compare les mesures actuelles, à partir des cycles marqueurs et celles déterminées par Gérard à partir des mesures par répliques sur la surface de l'échantillon.

On peut faire des constatations suivantes :

Les mesures faites par les méthodes de marqueurs (étude actuelle) et celles données par Nicolas Gérard [27] dans ce même alliage sont tout à fait comparables

Il existerait un petit effet « fissure courte » à faible  $\Delta K$ .

On peut aussi constater que l'évolution de  $da/dN$  en fonction du  $\Delta K$  suivrait une pente de 4, malgré la forte dispersion

Ces essais témoignent l'efficacité de la technique de marquage dans le cas de la fatigue au niveau de l'entaille mécanique.

L'analyse des résultats indique que dans le cas des essais présentés, la partie amorçage est négligeable et que l'on peut considérer que pratiquement toute la durée de vie peut être traitée en termes de fissuration d'une fissure courte. Ces résultats représentent une contribution fondamentale de cette étude.

## 4.3 Essais de marquage dans le caoutchouc CR29

Dans le chapitre précédent, nous avons remarqué qu'il est difficile d'appliquer la technique de marquage dans trois types de caoutchouc, mais quelques résultats prometteurs ont été obtenus dans le CR29.

Nous allons développer cet aspect à l'aide de deux essais de natures différentes.

### 4.3.1 Essai à bloc programmé

Le premier essai est un essai à bloc programmé utilisant une éprouvette diabolo dans laquelle nous avons préalablement créé une entaille. Le but étant de suivre la partie fissuration par fatigue.

L'essai était constitué de 8 blocs de 5000 cycles chacun. L'essai était fait avec une charge maximale constante de 1200 N. D'un bloc nous avons fait varier le rapport de charge allant de  $R=0.01$  à  $R=0.8$ .

L'éprouvette était rompue après 8 blocs, la figure IV-38 montre la surface de rupture avec des marques.

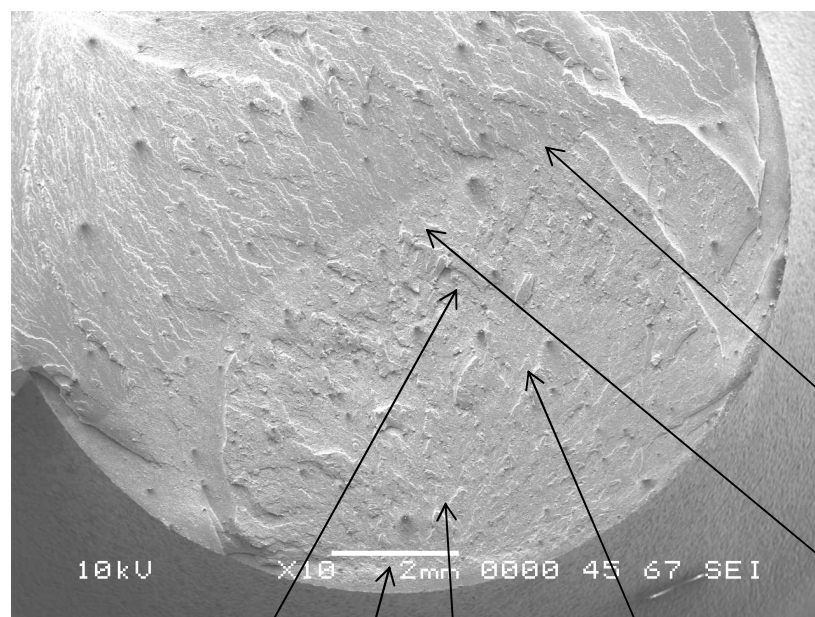


Figure IV-38 Essai à bloc programmé – caoutchouc CR29

Marque

Marque

Marque

Marque

Marque

Marque

La Figure montre l'aspect général de l'éprouvette rompue. Quelques marques sont visibles.

Connaissant l'historique de chargement, on peut identifier quelques marques :

Marque 1 : début de fissuration, Marques 2 à 5 : marques de fin de blocs et Marque 6 : partie séparant la rupture finale de la partie en fatigue

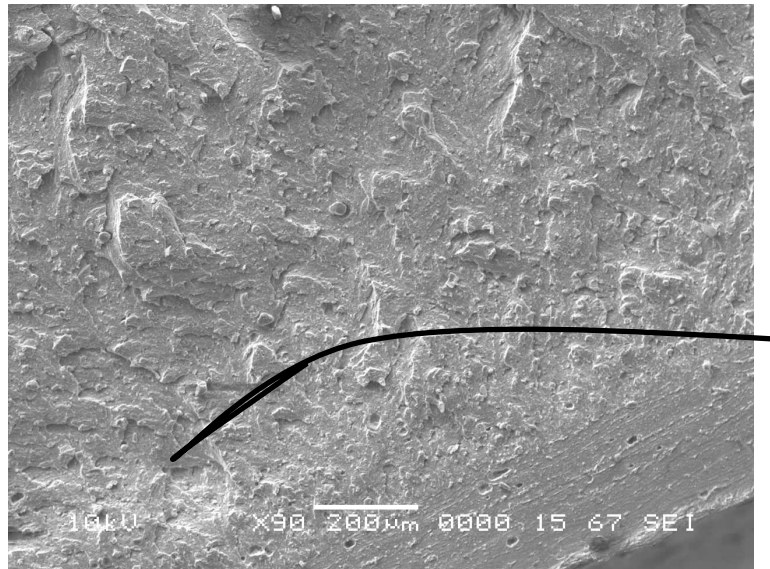


Figure IV-39 – début de fissuration – Figure IV-38

La photo suivante, Figure IV-39, montre le début de fissuration .On peut observer ici l'entaille mécanique et probablement la marque représentant probablement la fin du premier bloc.

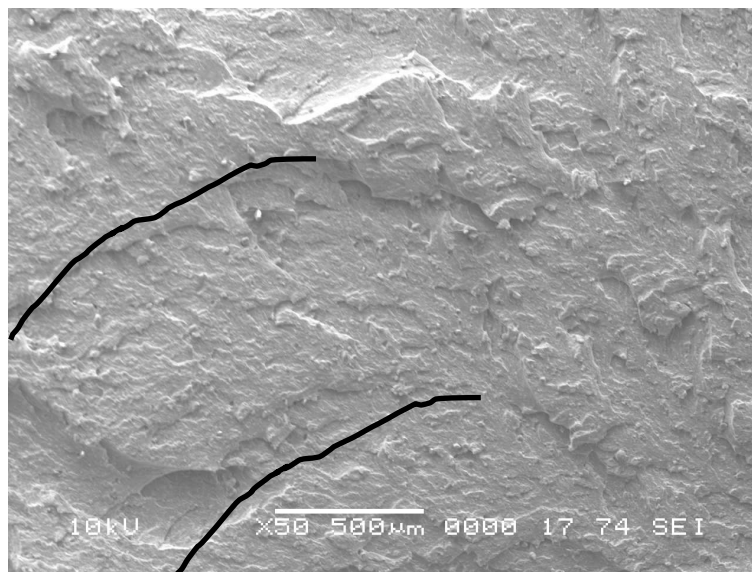


Figure IV-40 – Marquages correspondant probablement à deux blocs

La photo suivante, Figure IV-40 montre probablement 2 marques. On constate que globalement les marques sont plus difficiles à détecter que dans les métaux.

A plus fort grossissement, Figure IV-41, il est pratiquement impossible d'identifier les marques.

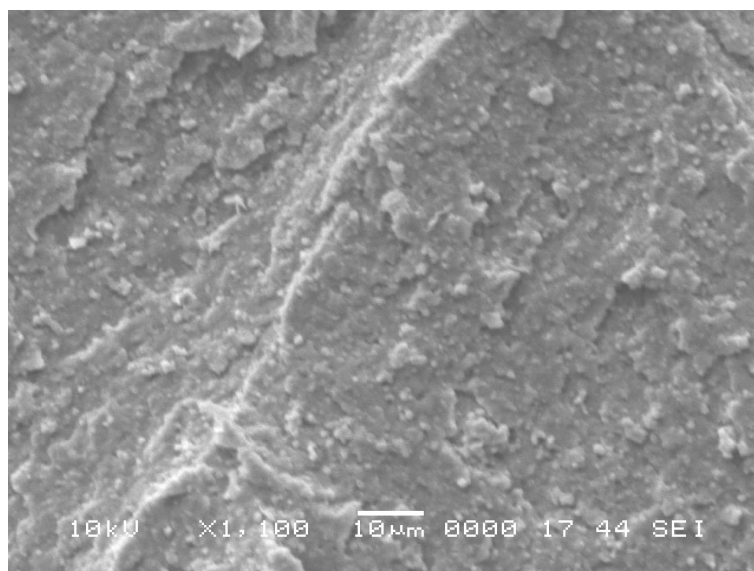


Figure IV-41 – une plage de la Figure IV-40 à fort grossissement

Cette photo montre une zone proche d'une marque. Il n'est pas possible de distinguer cette marque de celle d'une dénivellation microscopique qu'on observe dans ce type de matériau.

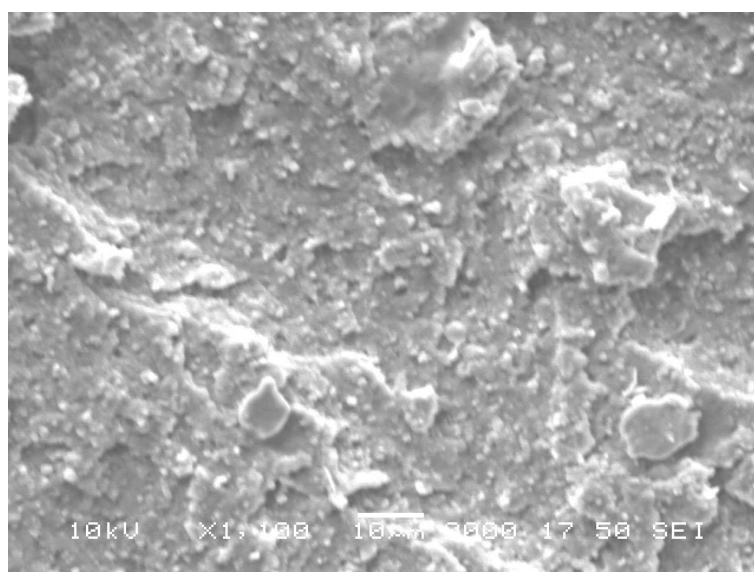


Figure IV-42 – Une autre plage similaire à la plage IV-41



Cette photo, Figure IV-42, montre une autre zone avec une forte dénivellation – mais il n'est pas possible avec certitude de l'associer à une marque de fin de bloc.

### 4.3.2 Essai de traction-torsion alternée

Nous avons vu qu'il est difficile de voir des marquages dans le cas d'un essai à bloc programmé. Un autre essai a été conduit avec des sollicitations par blocs : Mais dans ce cas les blocs représentent des sollicitations toute à fait différentes. Un bloc en traction entre 1500 N et 120 N suivi d'un bloc en torsion  $150^\circ$  et  $0^\circ$ . Chaque bloc est constitué de 5000 cycles. L'éprouvette est rompue après 14 blocs.

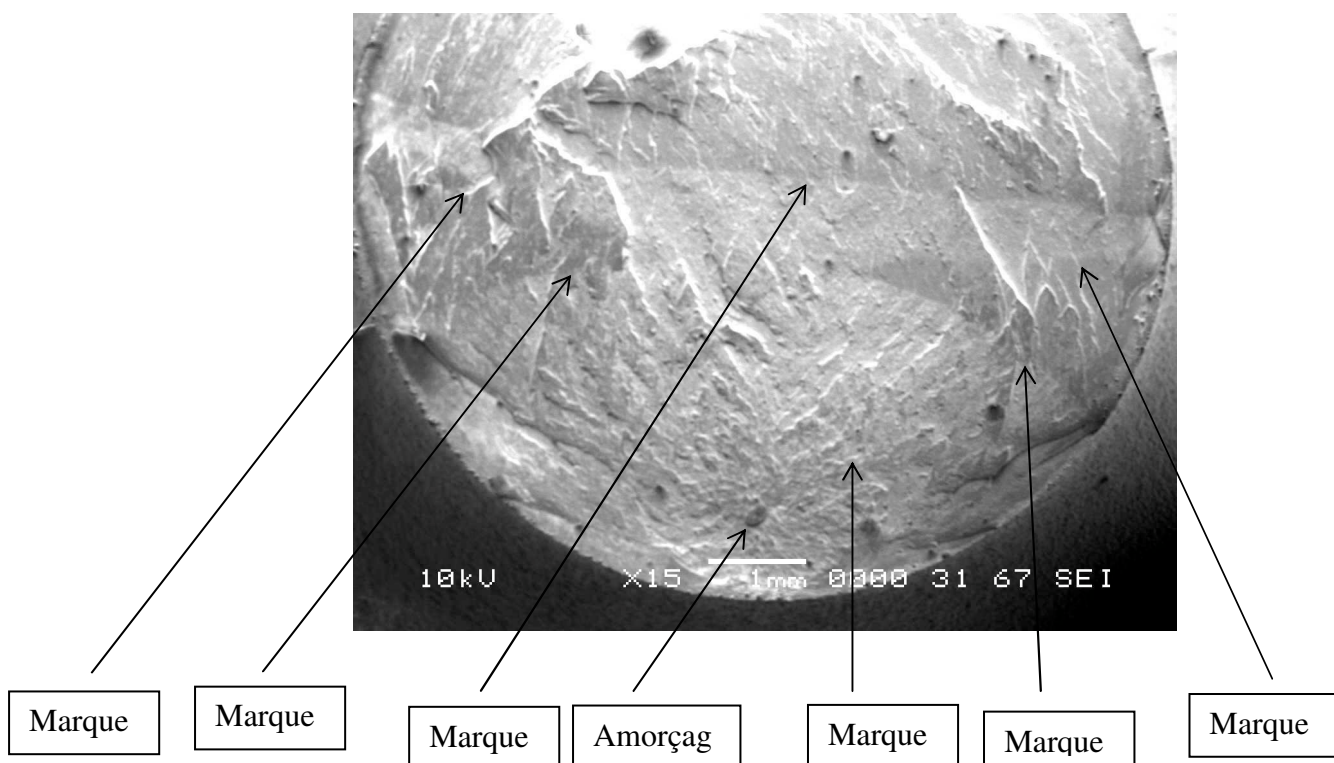


Figure IV-43

La surface de rupture, figure IV-43, est très chahutée. On peut néanmoins identifier quelques aspects.

L'amorçage a eu lieu à l'intérieure de l'échantillon, un fait souvent observé dans le caoutchouc [50]. Les marques 1 à 5 représentent probablement les fins des blocs. Les marques 2 et 4 correspondent peut-être au même bloc. La marque 6 représente la fin de la partie fatigue.

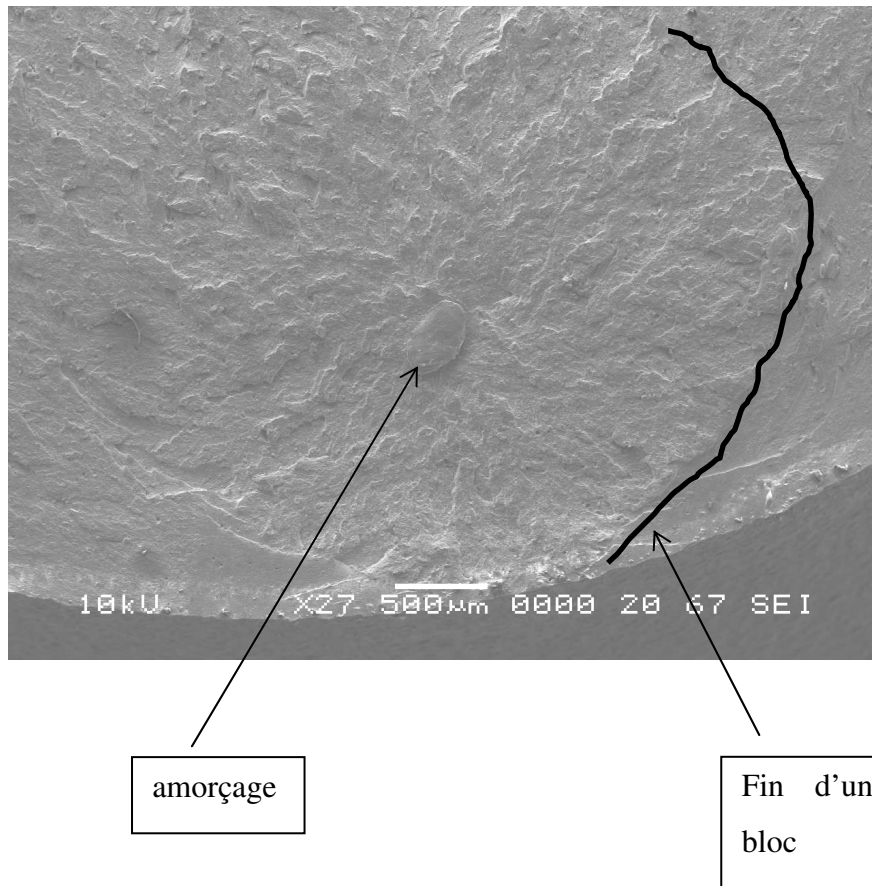


Figure IV-44 – Zone d’amorçage

La photo suivante, Figure IV-44, montre le détail de la zone d’amorçage. L’amorçage a eu lieu au niveau d’une inclusion. On voit ici, probablement un bloc. Il est impossible d’identifier le numéro du bloc. Il se peut que plusieurs blocs fussent nécessaires pour amorcer la fissure.

Sur la Figure IV-45 on voit le détail de la fin d’un bloc. En général à plus fort grossissement ces détails sont difficiles à détecter.

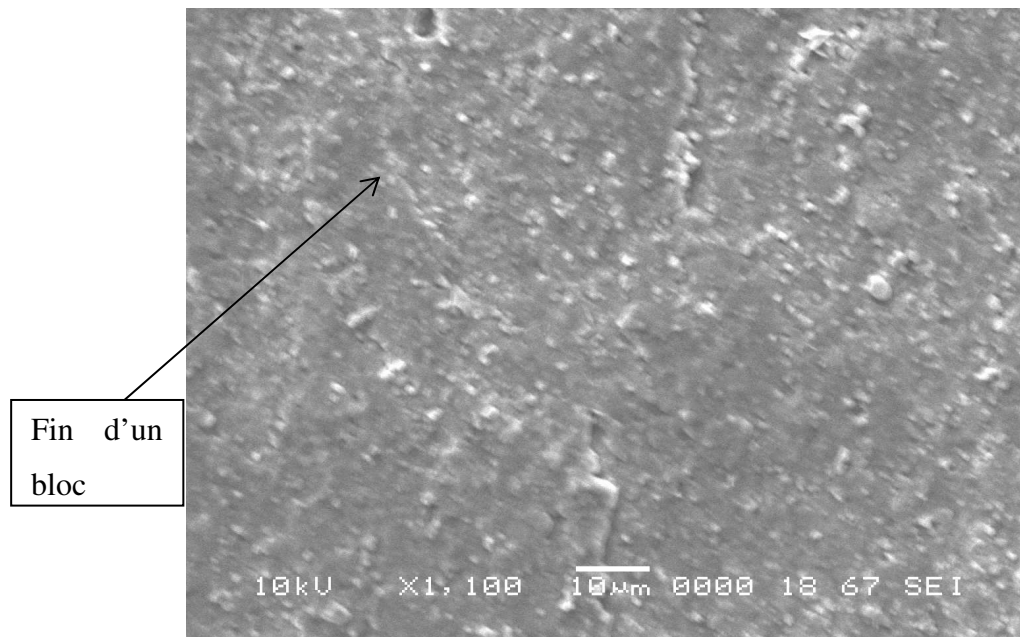


Figure IV-45 – fin d'un bloc

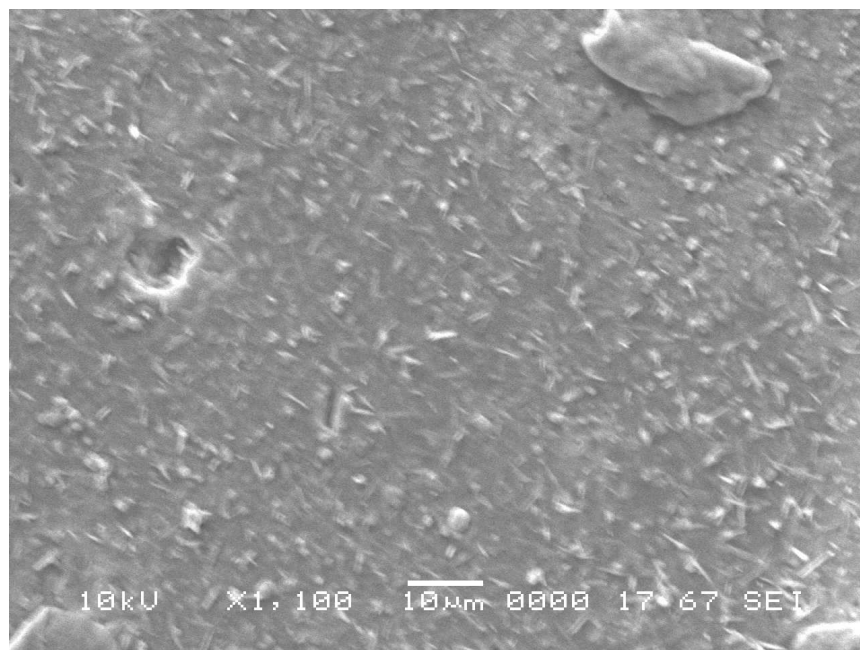


Figure IV-46- Languettes caractéristiques – fin d'un bloc

Sur la figure IV-46, également, on voit probablement la fin d'un bloc . On aperçoit aussi des languettes caractéristiques que l'on trouve dans les caoutchoucs

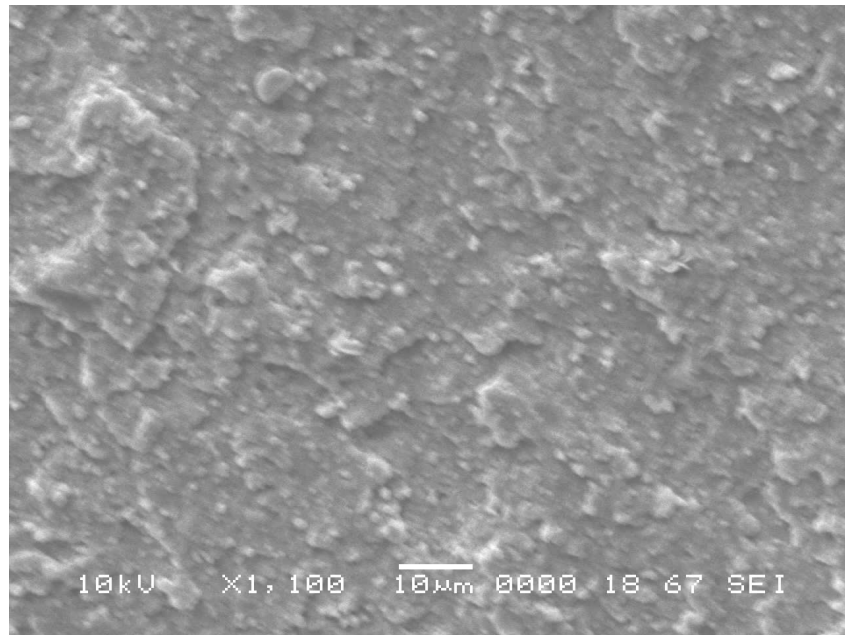


Figure IV-47 – Absence de languettes dans une autre zone

Cette photo, figure IV-47, montre une autre zone de fatigue où les languettes sont quasiment absentes. Il est possible que la présence ou non des languettes représente un changement de mécanisme. Nous n'avons pas fait assez d'expériences pour vérifier cet aspect.

# Conclusion & Perspectives

## Conclusions

Cette étude montre que la méthode de marquage mécanique est un outil intéressant pour suivre la cinétique de fissuration, plus particulièrement dans les métaux

Dans l'acier structural 708 M 20, l'efficacité de la technique utilisée est vérifiée.

Il est montré qu'il n'y a pas d'effet de surcharge/ sous-charge dans ce matériau, dans les conditions testées.

La résistance à la fissuration est quasi similaire entre la méthode usuelle de suivi optique de fissure et la méthode à partir de l'analyse de marquages.

Il apparaît que les marquages ne sont pas visibles dans les endroits présentant des ruptures intergranulaires

La méthode utilisée n'est pas efficace dans les caoutchoucs testés.

Toutefois, dans certaines conditions, dans le caoutchouc CR29, on voit la présence des marquages, correspondant à de très faibles vitesses.

Dans le HNBR, la formation de faciès particuliers de type pétales, masque la présence éventuelle de marquages.

Dans le cas des analyses des échantillons de laboratoire, testés auparavant, on peut facilement distinguer les marques de surcharges, l'échelle macroscopique et microscopique.

Les images rétrodiffusées permettent parfois de bien démarquer la zone à surcharge.

Les marquages de vols pour un chargement du type aéronautique, sont facilement détectables.

Ces marquages ne sont pas visibles dans les zones présentant un faciès du type quasi-clivage.

Dans le cas des essais ciblés, pour détecter les conditions d'amorçage au fond d'une entaille, dans l'alliage 7449, il est montré que la période d'amorçage est quasiment négligeable pour une durée de vie totale d'environ 200000 cycles.

## Perspectifs

Le fait que la méthode marquage donne des résultats satisfaisant dans les métaux est un résultat positif.

Il serait intéressant de tester la méthode pour de très faibles vitesses de fissuration.

Il est important de vérifier l'efficacité de la méthode pour d'autres mécanismes de fissuration – type formation de facettes ou des faciès mixtes trans-inter granulaires.

Les résultats sur l'effet d'entaille, montrant, que la partie amorçage serait négligeable, pour une durée de vie de 200000 cycles doivent être consolidés.

Il serait intéressant de tester la méthode pour d'autres cas d'entaille ( $K_t$  plus faible) et pour d'autres matériaux.

Dans le cas des caoutchoucs, les résultats ne sont pas concluants. Seul dans le CR29, on voit des marquages, correspondant à de très faibles vitesses de fissuration

La piste la plus intéressante serait de faire des essais de blocs alternés de Torsion et Torsion qui laisse des marques, à l'échelle macroscopique.

Cette technique mérite d'être affinée.

## Bibliographie

1. Henaff, G. Morel, F. *Fatigue des Structures, Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*. Technosup. Edition Ellipses, 2005.
2. Coffin, L.F. *Journal of Basic engineering*. 1960. 82. Ser D, 671 p.
3. Bathias C. Paris, and P.C. *Giga Cycle Fatigue I Metals Practice*. Taymor and Francis, 2004.
4. Anderson, T. L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. CRC Press. 1995.
5. Recho, N. *Rupture par Fissuration des Structures*, Edition Hermes, Paris, 1995.
6. Paris P.C. Erdogan, F. *Journal of Basic Engineering*. 85, 1963, 528 p.
7. Ritchie, R. O. *Aspects of Fatigue-Crack Growth in Intermetallic Alloys*, Transactions of the Nonferrous Metals Society of China. Volume 9. Suppl. 1. June 1999. 214-227 p.
8. Lukas P. Klesnil, L. *Material Science and Engineering*. 1973,11, 345 p.
9. Petit, J. *Fatigue Crack Growth Threshold Concepts*. D.Davidson and S.Suresh eds, TheTMS AIME publications. Philadelphia. 1984. 3-24 p.
10. Elber, W. *The Significance of fatigue Crack Closure*. ASTM STP 486. American Society for and Materials. Philadelphia. 1976. 230 – 242 p.
11. Ranganathan, N. Benguediab, N. Nicolas, M. Henaff, G. and Petit, J. *Engineering Fracture Mechanics*. Vol.42. n°1. 1992. 59-71 p.
12. Schijve, J. *Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads*. ASTM STP 595. American Society for Testing and Materials. Philadelphia. 1976. 3-23 p.
13. Davidson D.L. and Lankford, J. *Crack tip plasticity associated with Corrosion Assisted Fatigue*. S.W.R.I. S.A. Texas. 1981.
14. Boisson, P. *Thèse*. Université de Poitiers. 1976.
15. Maillard, J.L. *Thèse*. Université de Poitiers. 1976.
16. Kwon, K. *Thèse*. Université de Poitiers. 1983.
17. Henaff, G. *Thèse* Université de Poitiers. 1991.
18. Adiwijayanto. *Thèse* Université de Poitiers. 1993.
19. Henaff, G. Petit J. and Journet, B. *Fatigue Crack-Propagation Behavior under Variable Amplitude Loading in the near-Threshold Region of a High-Strength Low-Alloy Steel*. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* Vol. 15. 11. 1992. 1155-1170 p.



20. Petit J., Zeghloul A. *Environmental and Microstructural Influence on Fatigue Propagation of Small Surface Cracks*. ASTM STP 1049. Environmentally Assisted Cracking : Science and Engineering. 1990.
21. Weertman, J. *International Journal Of Fracture*. 1973.
22. Ranganathan, N. *Thèse*. Université de Poitiers. 1985.
23. Dowling, N.E. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 1979. 129 p.
24. Miller, K.J. and De Los Rios E.R. *The behavior of Short Cracks*, Mechanical Engg. Pubs. 1980.
25. Newman, J.C. JR, Wu, X. R., Venneri, S.L. and Li, C.G. *Small-Crack Effects in High Strength Aluminum Alloys, A NASA/CAE Cooperative Program*. NASA Reference Publication 1309. May 1994.
26. Laz, P.J. and Hillberry, B.M. *Fatigue Life Prediction from Inclusion Initiated Cracks"* *International Journal of Fatigue*. 1998. 263-270 p.
27. Gérard, N. *Thèse*. Université de Tours. 2003.
28. Lazzarin P. et al. *International Journal of Fatigue*. 19. 1997. 647 p.
29. Shin, S. and Smith, R.A. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 1988. 301 p.
30. Subra Suresh. *Fatigue of Materials*. Second Edition. Cambridge University Press. 1998.
31. Wilsdorf, K. Laird, C. *Materials Science and Engineering*. 1977. 137 p.
32. Laz, P. and Hillberry, B.M. *International Journal of Fatigue*. 1996. 263 p.
33. Lei, J.F. et al. *International Journal of Fatigue*. 1993, 97, 95 p.
34. Tokaji et al, *Materials Sciences and Engineering*. 199, 286 p.
35. Ranganathan, N. McClung R.C. and Newman J.C. Jr. *Advances in crack Closure Measurement and Analysis*. American Society for Testing and materials. Special Technical publication 1343. Philadelphia. USA. 1999. 14-38 p.
36. Davidson, D.L. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. 1981. 229 p.
37. N.Ranganathan et al. *Materials Sciences and Engineering*. A187. 1994. 37-42 p.
38. S.P.Lynch. *Materials Sciences and Engineering*. A, (468-470),2007, 74-80 p.
39. Laird.C. and Smith, G.C., *Pjil Mag.*, 1962, 847 p.
40. Pelloux, R.M.N., *Trans. ASME*, 1969, 281 p.
41. *Techniques de l'Ingénieur*. 1979.
42. Ranganathan, N. *Thèse Univ. de Poitiers*, 1979.
43. Ranganathan, N. Petit J.and Bouchet, B. *Engineering Fracture Machines*. 1979. 775 p.

44. White P. et al. *International Journal of Fatigue*. 31. 2009. 1865-1874 p.
45. Cieselski M. et al. *International Journal of Fatigue*. 31. 2009. 1102-1109 p.
46. Tarpani J.R. et al. *Engineering Failure Analysis*. 11. 2004. 547-559 p.
47. Nadot Y. Ranganathan N. Mendez J. Beranger A. S. *A study of natural cracks initiated on casting defects by crack front marking*. Scripta Materialia. 1997.
48. *ASTM Standards*. E 647. ASTM. West Conshohocke. PA.
49. Nadot, Y. Mendez, J. Ranganathan, N. and BERANGER, S.A. *Fatigue life assessment of Nodular Cast Iron containing casting defects*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. Volume 22. Issue 4. April 1999. 289–300 p.
50. Lacroix, F. Thèse Université de Tours. 2005.
51. Poisson, J.L. Thèse. Université de Tours. 2012.
52. Aldroe H. et al. *Proceedings ,ASTM-DVM conference on Material and Component Performance under variable Amplitude Loading*. 2009. Vol.2. 967 p.
53. Gauchet, S. Thèse. Université de Tours, 2007
54. Poisson J.L. et al. *Fatigue of materials, Advances and Emergences in Understanding*. TMS. Wiley pubs. 2012. 181 p.
55. Hertzberg, R.W. *International Journal of fracture*. 1979. R69. 15 p.
56. Tintiller R. *These*. Université de Poitiers, 1988.
57. Ranganathan, N. et al. *Fatigue crack propagation mechanism In air Aluminium-Lithium Alloy*. Acta Metallurgica and Matériaia. vol.43. 3. 1995. 1029-1035 p.
58. Ait- Abdedaim M. et al. *Influence of Microstructure and Environment and Environment on the Post-overload fatigue Crack Propagation in high Strength Aluminium alloys Fatigue crack growth under variable amplitude loading*, Elsevier Publications. England. 1988.162-179 p.
59. BLEUZEN, C. CHAUDONNERET, M. FARCY, J.F. RANGANATHAN, N. *Fatigue Testing and Life Prediction for Specimens of 2024 and 7010 alloys Subjected to Aeronautical Spectra*. ASTM STP 1231. Philadelphia. USA. 1994. 504-526 p.
60. Glinka, G. *Engineering Fracture Mechanics*. 1985. 485 p.
61. Newaman, Jr. J.C. *Progress of aerospace Sciences*. 1998. 345 p.
62. Kujawski, D. *Fatigue and Fracture of Engineering. Materials and Structures*. 1991. 953 p.
63. Ranganathan, N. Leroy, R. Tougui, A. *A Comparison of conventional local approach and the Short Crack Approach to Fatigue Crack Initiation at a Notch*. Advanced Engineering Materials. Volume 11- N° 9. September 2009. 742-745 p.

- 64.** Ranganathan, N. Aldroe, H. Lacroix, F. Chalon, F. Leroy, R. Tougui, A. *International Journal of Fatigue*. Volume 33, Issue 3, March 2011, 492-499 p.

## Résumé

### Développement des Cycles Marqueurs de Fatigue

Les surfaces de rupture par fatigue peuvent représenter les aspects complexes en fonction de: type de matériau, le mécanisme de condition de sollicitations mécaniques, environnement ambiant etc.

Dans le cadre des chargements complexes ou variables les surfaces de rupture sont encore plus difficiles à analyser, car de telles sollicitations peuvent engendrer les changements de mécanismes dans certains matériaux.

Dans le cadre de changements variables, l'une des questions importantes est la connaissance de la vitesse de croissance des fissures.

Des techniques actuelles de mesures de vitesse font appel aux mesures optiques ou aux mesures indirectes de mesures de la cinétique de croissance de fissures.

Une méthode élégante consiste à faire des cycles marqueurs qui permettent de laisser une marque sur la surface de rupture que l'on ensuite identifier par analyse au microscope à balayage.

A cette fin on peut utiliser : - les petites surcharges, les sous charges, les cycles en dessous du seuil de non propagation, un changement de température etc.

Le but de travail de thèse serait de développer les cycles marqueurs sur trois matériaux:

un alliage d'aluminium, un acier et un caoutchouc synthétique.

L'idée étant de développer des cycles de marquage sans modifier le cinétique de propagation.

Les essais comparatifs de fissuration seront menés avec ou sans cycles de marquage pour vérifier cette hypothèse.

Le travail expérimental sera effectué au LMR (machine de fatigue) ainsi que l'analyse MEB.

Mots clés :

Fatigue des Matériaux, Vitesse de Propagation de Fissure, Durée de Vie

## Abstract

The fracture surfaces of fatigue can represent complex aspects according to: type of material, provided mechanism of mechanical stresses, ambient environment, etc. Under complex loadings or variable ones, fracture surfaces are more difficult to analyze because such changes can cause change in mechanisms in certain materials. Under variable amplitudes, one of the important issues is the knowledge of the crack growth rate. Current techniques involve optical measurements or indirect ones that measures the kinetics of crack growth. An elegant method is to generate marker bands that can leave a mark on the fracture surface which is then identified by scanning electron microscope analysis.

For this purpose one can use: - small overload, under load, cycles below the threshold, a change of temperature, etc.

The aim of this thesis is to develop the technique of marker bands on three materials: an aluminum alloy, steel and synthetic rubber.

The idea is to develop this technique without changing the propagation kinetics. The experiments will be conducted by fatigue cracking with or without marking marker bands to test this hypothesis.

The experimental work has been carried out in LMR laboratory.

Key words: Fatigue of Materials, Crack Growth Rate, Life Cycle.